

CNEA 490

FRACTOGRAFIA

Aplicaciones al Análisis de Fallas

Miguel Apohorski
R. J. Acuña

Comisión
Nacional
de Energía
Atómica

INFORME

República Argentina

Buenos Aires, 1983

CNEA 490

FRACTOGRAFIA

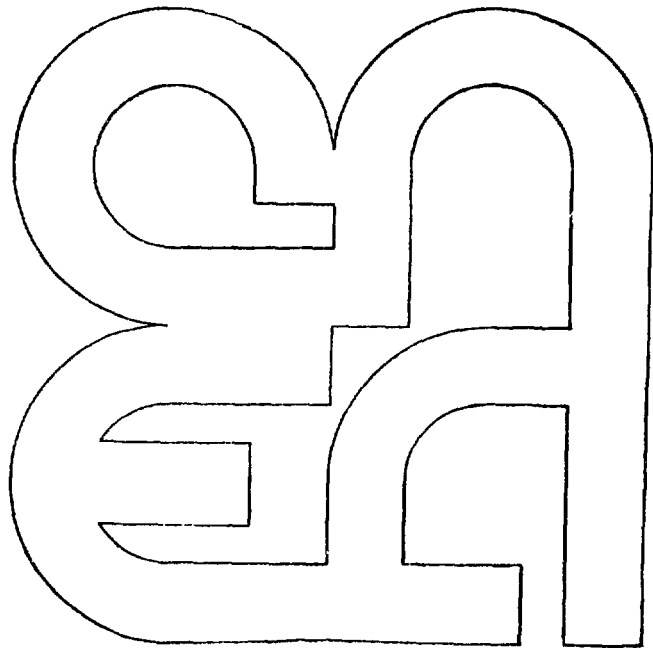
Aplicaciones al Análisis de Fallas

Miguel Ipohorski
R. J. Acuña

Comisión
Nacional
de Energía
Atómica

INFORME

República Argentina



Buenos Aires, 1988

INIS CLASSIFICATION AND KEYWORDS

B22.30

MECHANICAL PROPERTIES

FAILURES

FRACTURES

STRESS INTENSITY FACTORS

FRACTURE MECHANICS

FRACTOGRAPHY

PHOTOMICROGRAPHY

ELECTRON MICROSCOPY

OPTICAL MICROSCOPY

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

FRACTOGRAFIA
APLICACIONES AL ANALISIS DE FALLAS

Miguel Ipohorski* y R.J. Acuña**

RESUMEN

En el presente trabajo se describe la contribución de la fractografía óptica y electrónica al problema general del análisis de fallas.

En la primera parte del trabajo se describen las técnicas de fractografía óptica y los rasgos más salientes que presentan las superficies de fractura de componentes con geometrías simples, sometidos a condiciones de sollicitación bien definidas. Las conclusiones obtenidas para estos casos "tipo" luego pueden extrapolarse a otras formas geométricas y otro tipo de sollicitaciones.

En la segunda parte del trabajo se describen las técnicas de fractografía electrónica, las que consisten en la observación de detalles de una superficie de fractura a mayores

* CNEA - Gerencia de Desarrollo - Depto. Materiales

** ALUAR - Gerencia Investigación y Desarrollo

aumentos que los alcanzados por microscopía óptica. Se describen los rasgos característicos de una fractura dúctil, formación y coalescencia de microcavidades, zonas de estiramientos, ondulaciones (ripples), formación de cavidades elipsoidales y, además, se dan ejemplos típicos de las superficies de fractura correspondientes, obtenidas en laboratorio. Se analizan el caso de fractura rápida por clivaje y las características que aparecen sobre las superficies de rotura. Se describen y se muestran ejemplos de facetas de clivaje, ríos de clivaje, escalones, elipses de clivaje, marcas paralelas y superficies de cuasiclivajes. A continuación se describe la contribución de las técnicas microfractográficas (microscopía electrónica principalmente) al estudio de la fractura por fatiga.

Finalmente se discuten los criterios para la determinación del lugar donde se originó la fractura. En numerosos casos esto es posible, siendo ésta la contribución principal de la fractografía para un análisis de falla. Esta formación conduce a la especificación de las medidas a tomar a fin de evitar la repetición de la falla en los componentes reemplazados.

ABSTRACT

Fractography-Applications to failure analysis

The contribution of optical and electron fractography to failure analysis is described in the present work.

In the first part the main features of fracture surfaces of components are analyzed, especially the corresponding to components submitted to standard stress conditions and well defined geometries. The conclusions valid for these standard cases can be later extended to other shapes and stress configurations.

In the second part, electron fractography techniques are described, involving higher magnification observations of the fracture surfaces. Main characteristics of ductile fracture, dimple formation and coalescence, stretch zones, ripples, and elongated dimples are described, as well as standards of laboratory fractured surfaces. Brittle fast fracture surfaces are also analyzed. Examples of cleavage facets, river, patterns, steps, cleavage tongues, tire tracks, and quasi-cleavage surfaces are given. The contribution of micro-fractography (mainly electron fractography) to the study of fatigue surfaces is described.

Finally, criterions for the determination of the fracture origin are discussed. Usually the latter is possible, being the main contribution of fractography to failure analysis, avoiding future failures to occur in the replaced components.

FRACTOGRAFIA - APLICACIONES AL ANALISIS DE FALLASI N D I C E

1. INTRODUCCION

- 1.1. Contribución de las Técnicas Fractográficas al Análisis de Falla
- 1.2. Bibliografía General y Atlas de Fractografías
- 1.3. Desarrollo de las Técnicas Fractográficas

2. FRACTOGRAFIA OPTICA

- 2.1. Marcas características de Muestras Fracturadas por Tracción
 - 2.1.1. Sección circular
 - 2.1.2. Sección rectangular
- 2.2. Marcas características de Muestras Fracturadas por Fatiga
- 2.3. Marcas de Fracturas Iniciadas por Corrosión
- 2.4. Influencia de la Configuración de Tensiones
- 2.5. Identificación del Origen de una Fractura
- 2.6. Determinación de las Secuencias de una Fractura
- 2.7. Otros Factores que afectan una Superficie de Fractura

3. FRACTOGRAFIA ELECTRONICA

- 3.1. Fractura Dúctil
 - 3.1.1. Formación y coalescencia de microcavidades
 - 3.1.2. Deslizamiento - Ondulaciones - Estiramiento
 - 3.1.3. Formación de cavidades elipsoidales
- 3.2. Fractura por Clivaje
 - 3.2.1. Ríos de clivaje - Escalones
 - 3.2.2. Elipses. Marcas paralelas
 - 3.2.3. Cuasi clivaje
 - 3.2.4. Mecanismos atómicos de clivaje
- 3.3. Fractura por Fatiga
 - 3.3.1. Aspectos macroscópicos de una superficie de fractura por fatiga
 - 3.3.2. Aspectos microscópicos de una superficie de fatiga- Forma y origen de las estrías
 - 3.3.3. Otros factores que influyen sobre la fractura por fatiga
 - 3.3.4. Efectos de un medio corrosivo

4. FRACTURA INTERGRANULAR

4.1. Modos de Fractura intergranular

4.2. Fragilización por Precipitación en Borde de Grano

4.3. Fragilización por Revenido

4.4. Fractura Intergranular a Alta Temperatura

4.5. Fisuración por Corrosión Bajo Tensiones en Aleaciones de Aluminio.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su reconocimiento a las siguientes personas e instituciones:

- Al Programa Multinacional de Metalurgia (Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico-OEA) por la financiación del presente trabajo.
- Al Departamento Materiales de la Gerencia Desarrollo de C.N.E.A., y a la Gerencia de Desarrollo ALUAR, lugares en los cuales fue efectuado este trabajo.
- Al Sr. N.J. Marcone, por su asistencia técnica durante las observaciones de microscopía electrónica.
- A los Sres. P.N. Nieto y F.R. Segovia por todo el trabajo fotográfico.
- A la Sra. I. Susana Losada y a la Srta. Fabiana E. Bottini por la operación del microscopio electrónico de barrido.
- A la Sra. Graciela S. Marsans por el esmerado trabajo de tipografía.
- Al Sr. Antonio Binda por la impresión de este trabajo.
- Al Lic. J.C. Crespi y al Ing. A.F. Iorio por las micrográficas de probetas de fatiga, y por todos sus comentarios y sugerencias.
- A la Sra. Sandra WATSON por la tipografía del primer manuscrito.

1. INTRODUCCION

1.1. Contribución de las técnicas fractográficas al análisis de falla

El objeto de un análisis de falla es la determinación de las causas de rotura de un componente en servicio y la manera de evitarla, ya sea mediante un nuevo diseño de la pieza o reemplazo del material utilizado.

En estas notas se describe la contribución de la fractografía óptica y electrónica al problema general de análisis de falla. Aunque la causa principal de casi todas las roturas es la tensión excesiva aplicada al componente, esta sobrecarga se produce como consecuencia de otros factores que son justamente los que deben ser tenidos en cuenta en el análisis de falla. Así por ejemplo la sobrecarga final puede ser resultado de la disminución de la sección efectiva del componente por un proceso de fatiga o corrosión.

La observación de la superficie de fractura puede proporcionar información sobre los siguientes parámetros, que caracterizan la rotura del componente o probeta de laboratorio:

- Mecanismo de propagación de la fisura
- Fractoténacidad del material
- Configuración de tensiones: distribución y magnitud
- Medio químico
- Origen de la fractura

Es claro que una fractografía es tanto más útil cuanto mayor es el número de estos parámetros que se puede determinar. El análisis resulta particularmente efectivo si permite determinar el punto origen o comienzo de la fractura.

> En análisis fractográfico comienza con una observación visual de las características macroscópicas de la superficie de fractura, de

la cual puede obtenerse los primeros indicios acerca de las causas de nucleación de la fisura, mecanismo y dirección de propagación y magnitud de las cargas actuantes.

El posterior análisis bajo la lupa estereoscópica o a través de una macrografía de bajo aumento permite la confirmación de las observaciones realizadas en primera instancia, mediante el análisis cuidadoso de las distintas zonas delimitadas en la primera observación. El análisis a mayores aumentos mediante un microscopio electrónico de barrido (o transmisión) permite finalmente la caracterización del proceso microscópico de propagación de fractura identificando así facetas de clivaje, cavidades o 'dimples' de fractura transgranular, zonas facetadas de fractura intergranular, morfología de los límites de grano, estrías de fatiga, superficies de corrosión bajo tensiones o imágenes características como cavidades o porosidades de solidificación.

Las técnicas fractográficas pueden aportar también información sobre la fractoténacidad del material del componente fracturado. La fragilidad o la ductilidad quedan en general reveladas en la superficie de fractura. Una aleación más bien dúctil presenta superficies de fractura transgranulares cubiertas de 'dimples', en cambio un material frágil puede romper por clivaje transgranular o también por fractura intergranular. En la práctica estos modos de fractura aparecen mezclados entre sí junto con otras variantes morfológicas, pero aunque la interpretación no es siempre fácil, la proporción relativa de los distintos tipos de fractura puede tomarse como punto de partida para el análisis de las propiedades fractomecánicas del material. Observaciones a mayores aumentos pueden proporcionar información adicional sobre la microestructura referente a la presencia de inclusiones, segregación de fases, poros, etc.

Una observación fractográfica también permite estimar cualitativamente la magnitud de las tensiones actuantes. En efecto, existen rasgos fractográficos que indican si las cargas que condujeron a la

rotura fueron altas o bajas. Por ejemplo, una pequeña zona de fatiga con estrías muy espaciadas, y una gran zona de fractura final implican grandes tensiones de trabajo. Inversamente si la zona correspondiente a la propagación por fatiga es amplia, con estrías muy juntas, y es pequeña la zona de fractura final, se puede afirmar que las tensiones actuantes fueron más bien bajas.

La fractura de un componente frecuentemente está relacionada con el medio al cual estuvo expuesto durante el servicio. Tanto los ambientes marinos como las soluciones ácidas o alcalinas, son medios químicamente activos que pueden afectar las propiedades del material. Si la rotura se originó por un proceso de corrosión, la superficie de fractura contiene productos resultantes que pueden observarse en una fractografía óptica o en algunos casos solamente por microscopía electrónica. La composición de estos productos puede determinarse, según su cantidad, por análisis químicos convencionales o por microanálisis electrónico (microsonda, EDAX). La cantidad de los productos de corrosión puede ser una indicación del sentido de propagación de la fisura, puesto que es mayor en las zonas cercanas al origen, expuestas durante más tiempo a la acción del agente corrosivo.

La determinación del sitio donde se originó la fractura es una de las contribuciones principales a un análisis de fallas. En numerosos casos esto es posible, y ésta es la información que conduce a la especificación de las medidas a tomar para evitar la repetición de la falla en los componentes reemplazados.

En el caso de determinarse el origen en el interior de la pieza, por ejemplo en alguna inclusión o imperfección de la estructura, es claro que deberá utilizarse un material de mejores características en cuanto a las inhomogeneidades presentes. En cambio, si se establece que la fisura se originó sobre la superficie del componente será necesario aumentar la resistencia superficial mediante un tratamiento adecuado, o mejorar el maquinado para disminuir las imperfecciones que pueden generar fisuras.

Finalmente es necesario tener en cuenta que, aunque las técnicas fractográficas son muy válidas en todo análisis de fallas, no siempre son suficientes para determinar las causas de una rotura, y deben complementarse con otros métodos de análisis normalmente utilizados en Ingeniería.

1.2. Bibliografía y Atlas de Fractografía

La publicación más consultada sobre fractografía aplicada al análisis de fallas es sin lugar a dudas Metals Handbook, Vol.9, "Fractography and Atlas of Fractographs", American Society for Metals, 1974.

Su primera parte constituye el punto de partida para el investigador que necesita conocer tanto las técnicas fractográficas como los fundamentos de la interpretación de micrografías correspondientes a fallas típicas de componentes.

Otra obra igualmente importante (2), de publicación más reciente es De Ferri Metalographia, Vol.V (Fractography and Microfractography) Guy Henry and Dietrich Horstman - Max Plant Institut (MPI) and Institut de Recherches de la Siderurgie Francaise (IRSID). Verlag Stahlunsen m.b.H., Dusseldorf, 1979.

Abarca un amplio contenido abundantemente ilustrado sobre mecanismos de ruptura, influencia del modo de carga y de la microestructura sobre el aspecto de la superficie de fractura, y aplicaciones de la fractografía al estudio de las fallas en servicio.

Otra publicación posterior (3) IITRI Fracture Handbook : Failure Analysis of Metallic Materials by Scanning Electron Microscopy- Edited by S. Bhattacharyya, V.E. Jhonson, S. Agarwal, M.A.H. Howes, IIT Research Institute, Chicago Press, 1979, contiene una recopilación de fractografías electrónicas de muestras de materiales estructurales sometidas a distintos tipos de ensayos. Los dos textos siguen-

tes (4), (5), también contienen numerosos análisis de fallas resueltas, junto con las fractografías correspondientes: Failure Analysis , Compiled by F.R. Hutchins and P.P. Unterweiser, American Society for Metals, 1981; y Fractography and Materials Science ASTM Special Technical Publication, 1981.

Los aspectos de la ingeniería del análisis de fallas se tratan en la primera parte del Vol. 10 del Metal Handbook. Asimismo en este volumen se describen detalladamente las causas más frecuentes de fallas, como así también la prevención de fallas de componentes en servicio.

1.3. Desarrollo de las técnicas fractográficas

El estudio de las características de las superficies de piezas falladas por medio de microscopía óptica de bajo aumento se remonta al siglo XVIII cuando R.A.F. de Reamour publicó sus observaciones sobre las características de las superficies de fractura de hierro convertido en acero mediante el proceso de carburación, que se utilizaba corrientemente en aquel entonces. Una revisión detallada sobre la evolución de estas técnicas fractográficas puede encontrarse en el Vol. 9 del Metal Handbook, referencia (1). Hasta el presente, estas técnicas que se denominan de 'macrofractografía' son las que se utilizan en todos los laboratorios como un primer paso en la determinación de las posibles causas de fractura.

La "Microfractografía" (observaciones a magnificaciones mayores que 100 x) comenzó a utilizarse en forma sistemática a partir de las experiencias de Zapffe y Clogg (6). Estos autores desarrollaron procedimientos para poder obtener imágenes focalizadas de superficies de acero que exhibían facetas brillantes después de ser sometidas a la acción del hidrógeno. La mayor dificultad experimental fue evitar que la lente objetivo se dañara por la superficie observada,

dada la poca profundidad de foco de un microscopio óptico. Zapffe y Clogg pudieron finalmente observar las facetas cúbicas de la fractura de hierro, y fueron los primeros en obtener fractografías a altos aumentos.

El desarrollo del microscopio electrónico de transmisión hizo posible extender las técnicas ópticas y obtener micrografías a mayores aumentos, mayor resolución y profundidad de foco (7), (8). Este instrumento fue desarrollado en la década del '30, pero su fabricación en escala comercial y utilización en el estudio de superficies de fractura fue llevada a cabo recién en la década siguiente.

Como solamente se pueden observar láminas delgadas por transmisión mediante esta técnica, la topografía de una muestra irregular se observa a través de una delgada réplica de carbono, o material amorfo de espesor menos que unos 100 Å. Esta réplica, cuidadosamente preparada, reproduce en las variaciones de su espesor la topografía de la superficie de fractura. A pesar de algunas dificultades que pueden presentarse en el proceso de preparación de buenas réplicas, éstas presentan sin embargo varias ventajas. Por un lado la réplica es fácilmente transportable, y por otro, permite el estudio de superficies de grandes componentes cuando no pueden extraerse probetas de laboratorio. En el apéndice A se esquematiza el proceso de preparación de réplicas de doble etapa.

En los últimos años el desarrollo de la microscopía electrónica de barrido permitió la observación directa de las superficies de fractura con una resolución mejor que 100 Å y la obtención de imágenes con gran profundidad de foco (9), (10). El instrumento permite la observación de grandes zonas con muy bajos aumentos, y el paso inmediato de las zonas previamente elegidas con aumentos de 10.000 a 30.000 x. Las imágenes de microscopía electrónica de barrido presentan además un efecto tridimensional muy marcado que permite identificar fácilmente elevaciones o depresiones en una única micrografía.

Las dos técnicas son actualmente complementarias. Aún cuando son claras las ventajas de la microscopía de barrido (observación de las muestras sin preparación previa, profundidad de foco) las técnicas de microscopía de transmisión son en muchos casos las únicas que permiten la detección de ciertos rasgos en una superficie de fractura. Tal es el caso de las estrías de fatiga o de la fractura frágil debido a la acción del hidrógeno. En general zonas con bajo relieve no son claramente visibles en el microscopio de barrido, pero pueden ser expuestas en evidencia por una réplica cuidadosamente preparada.

Aunque la microscopía óptica y electrónica son las técnicas principales de la fractografía, otros instrumentos de desarrollo reciente pueden proporcionar información muy valiosa para un análisis de fallas. Este es el caso de la microsonda de Castaing (microanálisis dispersivo en longitud de onda) disponible comercialmente desde hace 20 años (11). De desarrollo más reciente son las técnicas de análisis dispersivo en energías (EDAX) que actualmente dispone todo microscopio moderno (12). Ambos instrumentos se utilizan frecuentemente en la identificación de inhomogeneidades (inclusiones, precipitados) que se encuentran presentes sobre la superficie de fractura.

2. FRACTOGRAFIA OPTICA

La observación de una superficie de fractura a bajos aumentos, ya sea a simple vista, bajo una lupa, a través de una macrografía óptica, o en una micrografía electrónica de barrido de bajos aumentos, puede proporcionar información muy valiosa acerca de parámetros específicos que gobernaron el proceso de rotura. El análisis crítico de estos parámetros permite en la mayoría de los casos la determinación de las posibles causas de la falla.

En esta sección se describen los rasgos fractográficos prominentes que presentan las superficies de fracturas de componentes con geometrías simples, y sometidas a condiciones de tensión bien definidas. Las conclusiones obtenidas para estos casos "tipo" pueden luego extrapolarse a otras formas geométricas y otros tipos de solicitaciones. Así en la sección 2.1. se analiza el caso de componentes de sección cilíndrica y rectangular fracturadas por una sobrecarga de tracción. En la sección 2.2. se describen las marcas características de la rotura por fatiga. Después de una breve descripción de los rasgos fractográficos que puede dejar un medio corrosivo, sección 2.3., se analiza la influencia de los estados de tensión sobre la apariencia general de la superficie de fractura. Se completa así la información básica que es posible obtener por técnicas ópticas para encarar el problema general del análisis de fallas de un componente que estuvo sometido a la acción combinada de una configuración de cargas en servicio más la acción de un medio químicamente agresivo.

2.1. Marcas características de muestras fracturadas por tracción

La superficie de fractura de una probeta o componente sometidos a tracción contiene una serie de marcas características de este tipo de rotura, en general fácilmente identificable. Es posible distinguir así la extensión de rotura de alta energía (dúctil) y la parte correspondiente a baja energía (frágil) durante la propagación

de la fisura que originó la rotura de la muestra. La proporción relativa de ambos tipos de fractura ha sido utilizada tradicionalmente como un indicador del grado de ductilidad o fragilidad del material. En muestras sometidas a un ensayo de tracción, de sección circular o rectangular, pueden aparecer tres tipos de zonas diferenciadas, ver Fig. II.1 y Fig. II.2.

- Zona fibrosa
- Zona radial
- Zona de bordes dúctiles

La proporción de estas zonas varía con la forma geométrica de la sección transversal, con las propiedades geométricas del material y la magnitud de la tensión actuante.

2.1.1. Sección circular

La zona fibrosa es la región que se forma alrededor del punto origen de propagación de la fisura. En el caso de probetas y componentes de sección circular, sin entallar, el origen corresponde a una inclusión o imperfección próxima al eje de tracción. Esta zona puede presentar un aspecto fibroso o puede estar compuesto por pequeños anillos concéntricos perpendiculares a la dirección de propagación de la fisura. Las zonas fibrosas aparecen en componentes en componentes de acero al carbono o hierro puro comercial. En cambio la superficie de fractura de aceros de baja aleación o metales puros comerciales, muestra las marcas circunferenciales concéntricas. La zona fibrosa central corresponde a un mecanismo de nucleación y propagación de la fisura por formación y coalescencia de microcavidades. En un proceso de alta energía y gran deformación plástica. El centro de la zona contiene al origen de la fractura, que es generalmente alguna imperfección del material.

La zona radial corresponde a la etapa de propagación rápida de la fractura ya bajo condiciones de inestabilidad. Las marcas radiales coinciden con la dirección de propagación de la fisura. Se origi-

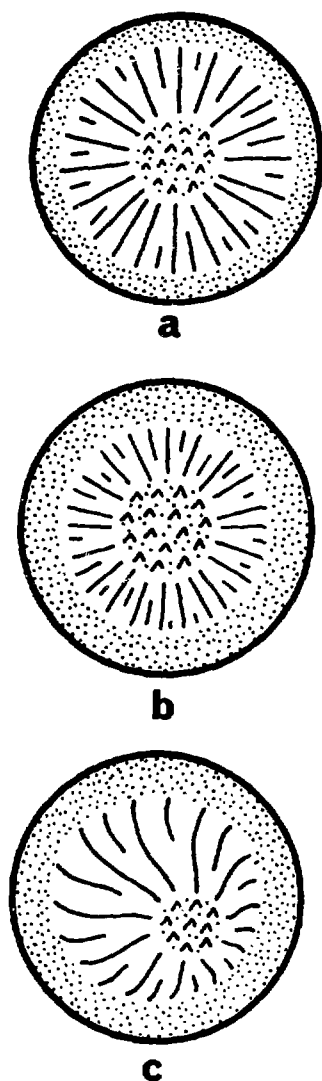


Fig. II.1. Variación de la zona radial de la superficie de fractura en muestras cilíndricas sin entalla.

- a) Marcas radiales finas: son características de los aceros de alta resistencia, y de las roturas a bajas temperaturas. La zona fibrosa es muy reducida, e incluso puede no aparecer en casos extremos de fragilidad del material.
- b) Marcas radiales gruesas: se observan en la rotura de aceros de mediana resistencia, y en ensayos a temperaturas superiores al ambiente.
- c) Marcas radiales curvas: Si el origen de la fractura se ubica dentro del centro geométrico de la sección, las marcas radiales no son rectas y pueden curvarse apreciablemente.

ginan en la periferia de la zona fibrosa central, o en su ausencia en el mismo origen de la fractura.

Según la microestructura del componente y la temperatura de trabajo, las marcas pueden ser finas o más gruesas, según el siguiente esquema:

- Marcas radiales finas: aceros de alta resistencia, estructuras martensíticas, bajas temperaturas.
- Marcas radiales gruesas: aceros de mediana resistencia, temperatura igual o superior a la ambiente.

Normalmente las marcas radiales son rectas, pero si el origen de la fractura se ubica a una cierta distancia del centro de la muestra, pueden desviarse de la linealidad y curvarse apreciablemente. Lo mismo puede ocurrir si la zona fibrosa central es pequeña.

Como la zona radial corresponde a la proporción rápida de la fractura, es menor aquí la cantidad de deformación plástica y la fisura sigue los planos más débiles de la estructura de cada grano. Entonces en el microscopio electrónico se observa una superficie de clivaje transgranular, con las facetas características.

En algunos casos también se suele observar una fractura intergranular. En casos extremos las líneas radiales constituyen el único rasgo fractográfico presente y ocupan toda la sección del componente fracturado.

La zona de bordes dúctiles corresponde a la última etapa de la fractura en probetas de componentes de sección circular sin entallar. Esta región es anular y su extensión desde la superficie exterior depende del estado de tensiones y de las propiedades mecánicas del material. La extensión del borde dúctil no varía en general con

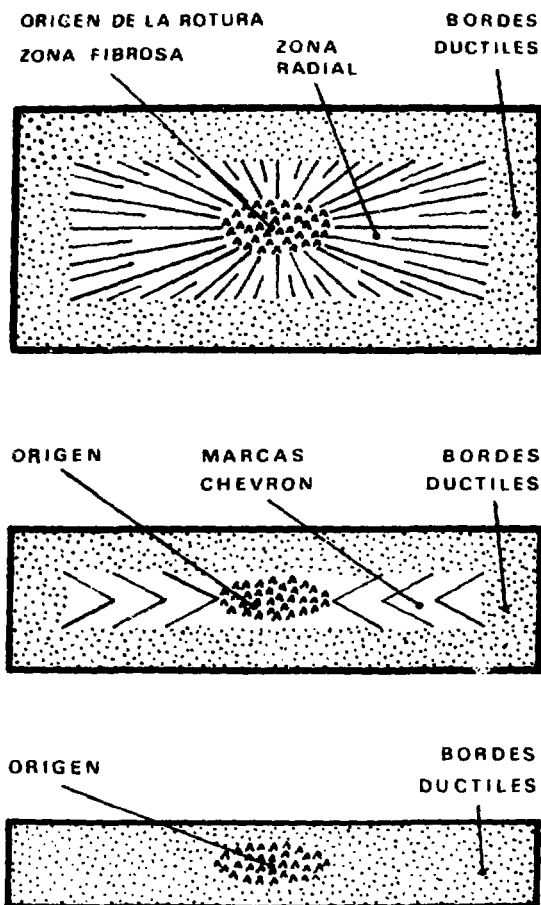


Fig. II.2. Esquema de la Superficie de Fractura por Tracción de Muestras de Sección Rectangular de Espesores Decrecientes

- Se observa una zona fibrosa central, origen de la rotura, luego una zona radial, y finalmente los bordes dúctiles a 45° .
- Para espesores menores, la zona radial muestra las características marcas Chevron que apuntan hacia el origen de la fractura.
- La zona radial no aparece en muestras muy delgadas.

el cambio de diámetro de la sección transversal; solamente varía la fracción del área que ocupa en el total de la superficie de fractura. Un borde dúctil puede presentarse en las siguientes secuencias posibles:

- a) Zona fibrosa - borde dúctil
- b) Zona radial - borde dúctil
- c) Zona fibrosa - zona radial - borde dúctil
- d) Borde dúctil solamente

La ausencia total de bordes dúctiles en un componente cilíndrico sin entallar, puede ocurrir como un caso límite de la fractura radial - borde dúctil cuando el material se encuentra en condiciones de suma fragilidad.

2.1.2. Sección rectangular

En probetas o componentes de sección rectangular o cuadrada la forma y dimensiones de la muestra determina el estado de tensiones y afectan por lo tanto las marcas presentes sobre la superficie de fractura. Por lo tanto la geometría y la proporción relativa de las tres zonas son distintas que el caso de secciones circulares. Por ejemplo, en una probeta de sección rectangular la zona fibrosa central es más bien elíptica, con su eje mayor paralelo a los lados mayores del rectángulo. La zona radial puede variar apreciablemente según la geometría de la sección. En probetas delgadas, donde un lado del rectángulo es mucho menor que el otro, la zona radial es muy pequeña y en cambio los bordes dúctiles ocupan una fracción apreciable de la superficie de fractura. En probetas aún más delgadas, la zona radial no aparece, observándose solamente la fractura a 45 ° del eje de tracción. Estos son los bordes dúctiles puros característicos de la rotura bajo un estado de tensión plana. Ver Apéndice C.

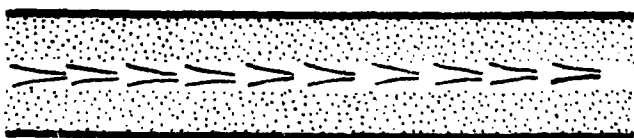
La zona radial de este tipo de probetas presenta además características muy particulares. Estas son las llamadas marcas "Chevron" o de espina, Fig. II.2 (b). Su aspecto característico se origina en la



a



b



c

Fig. II.3. Esquema de la Superficie de Fractura de una Placa Delgada Fracturada a Tres Temperaturas Crecientes

- a) Bajas temperaturas - Se observan solamente las marcas Chevron indicativas del sentido de propagación de la fractura.
- b) Temperaturas medias - Aparecen además los bordes dúctiles a 45°.
- c) Temperaturas crecientes - La fractura es totalmente dúctil, y solamente se observa la fractura dúctil a 45°.

tendencia de las fisuras a progresar siguiendo siempre el camino más corto hacia las superficies libres, a la vez que se van propagando en la dirección longitudinal. En el caso de una probeta de sección circular, los dos caminos son coincidentes y las marcas resultan así radiales y rectas. Pero en una probeta rectangular, las partes laterales de la superficie libre están mucho más cercanas al frente de la fisura. Este hecho afecta la dirección de propagación, pues en efecto las marcas se apartan de su trayectoria recta para alcanzar esas dos superficies libres cercanas. Las marcas "Chevron" también aparecen en componentes de sección rectangular falladas por impacto.

En la superficie de fractura de probetas utilizadas en ensayos fractográficos, por ejemplo Charpy, se observan también marcas radiales tipo "Chevron" que provienen efectivamente del origen de la fractura. Esta característica de las marcas "Chevron" es sumamente útil para el análisis de fallas, puesto que permiten identificar el punto origen de la fractura.

En las Figs. II.2. (a), (b) y (c) se muestra esquemáticamente la variación de la zona radial sobre la superficie de fractura por tracción en probetas de sección rectangular de un mismo ancho y tres espesores decrecientes. La muestra más delgada presenta una pequeña zona fibrosa alrededor del origen de la fractura, y un borde dúctil, no observándose ya zona radial alguna. En las Figs. II.3. (a), (b) y (c) se esquematizan las superficies de fractura de muestras de sección rectangular, ensayadas a tres temperaturas diferentes. A bajas temperaturas la fractura es frágil y se observan solamente las marcas "Chevron" indicativas del sentido de propagación de la fractura. Un aumento de la temperatura trae como consecuencia la aparición de fracturas dúctiles, con los bordes característicos a 45° de la superficie principal de la fractura.

2.2. Marcas características de muestras fracturadas por fatiga

Una superficie de fractura por fatiga presenta una serie de marcas fractográficas características:



Fig. 11.4.(a). Marcas de playa en la superficie de fractura de un tubo de acero inoxidable 304, fallado por un proceso de fatiga-corrosión. Las marcas corresponden a sucesivas posiciones de arresto del frente de la fisura que se fue propagando a través de la pared del tubo. Escala : 100 micrones.

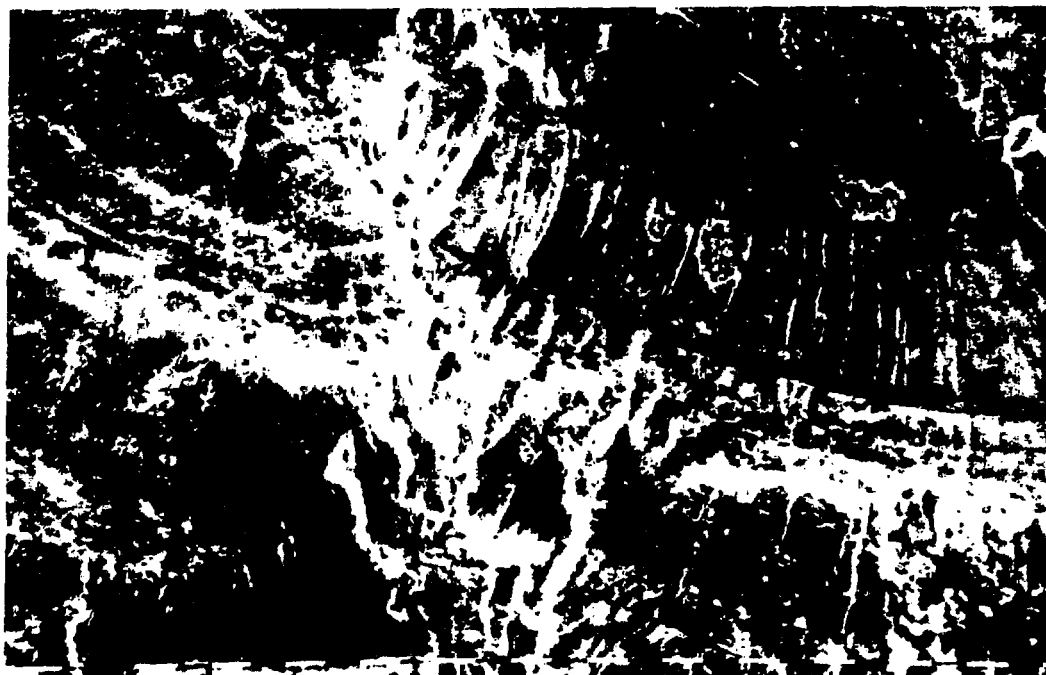


Fig. II.4.(b). Detalle de la micrografía anterior. Pueden verse claramente las marcas de playa (beach marks) así como restos de productos de corrosión. Escala: 10 micrones.

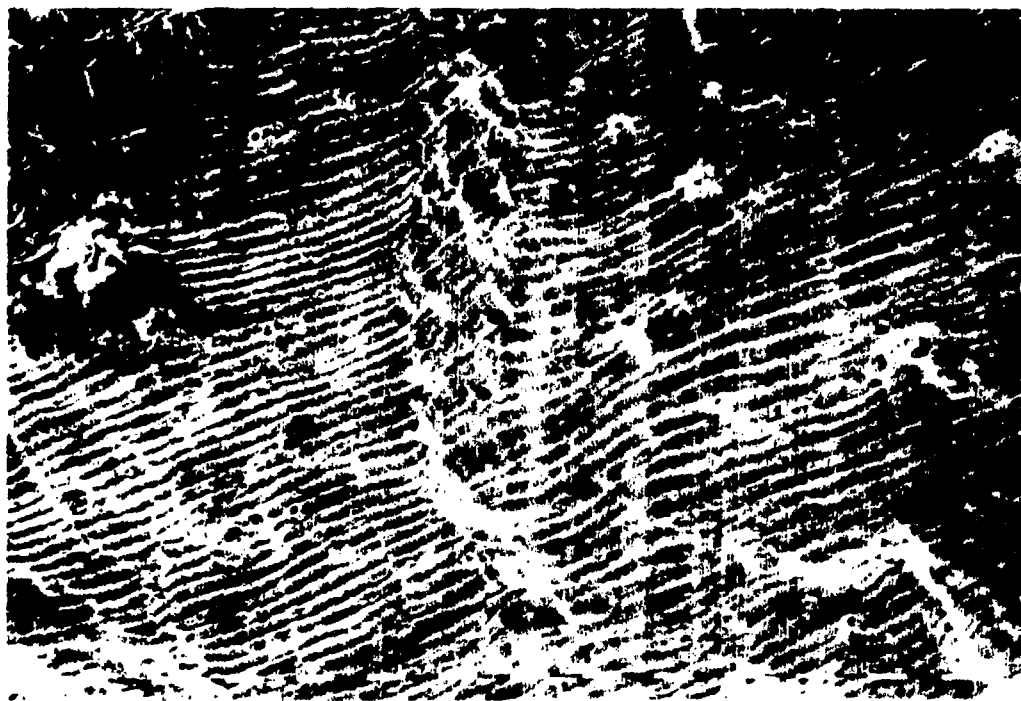


Fig. 11.5. Estrías de fatiga en una probeta de laboratorio de acero AISI 347. Las estrías están bien definidas, separadas unos 5 μ una de otra. En general, en un componente fallado en servicio por fatiga, las estrías no son claramente visibles.

M - 8000 X Escala: 10 μ

Atención: A.F. Iorio y J.C. Crespi

- Marcas de playa, nivel o arresto (beach marks)
- Conjuntos repetidos de marcas de nivel (ratchet marks)
- Estrías de fatiga

Las dos primeras son normalmente identificadas en una micrografía óptica, pero las estrías son solamente visibles a altos aumentos, en el microscopio electrónico. Las marcas de nivel también llamadas de playa o de arresto, son características de una falla por fatiga. Se observan comunmente en las fracturas de servicio y en ensayos de fatiga de componentes, pero son más difíciles de encontrar en probetas de laboratorio, dados los cortos tiempos de los ensayos y la uniformidad de las cartas. También es necesario aclarar que la ausencia de marcas de playa no es indicativa de la ausencia de fatiga.

Las marcas de playa corresponden a sucesivas posiciones de arresto del frente de la fisura que se van propagando a través del componente. Pueden originarse en

- Una variación en el valor de la tensión cíclica actuante
- Diferencias de oxidación o corrosión de la superficie de fractura.

El espaciado entre sucesivas marcas de playa permite evaluar la velocidad de propagación de la fisura. Por ejemplo, un espaciado fino entre marcas indica una propagación más bien lenta, bajo cargas cíclicas uniformes. En las Figuras II.4 (a) y (b) se muestran las marcas producidas por un proceso de fatiga-corrosión a través de la pared de un tubo de acero inoxidable 304.

Las estrías son características de la propagación de fisuras por fatiga. Se observan a grandes aumentos como elevaciones y depresiones paralelas entre sí, espaciadas algunos pocos micrones. Constituyen tanto una estructura fina de una marca de nivel dada, o también pueden encontrarse entre dos marcas de nivel consecutivas. La observación de estrías es una prueba evidente de la propagación de fisu-



Fig. II.6. Conjuntos de marcas de nivel (ratchet marks) en la superficie de fractura de un tubo de acero inoxidable 304. Indican que la rotura se originó a partir de varios orígenes.

ras por fatiga. Se han observado estrías de fatiga en numerosos materiales metálicos y no metálicos. Puede tomar distintas formas, rectas o curvas y pueden estar tanto bien como pobremente definidas. En aceros inoxidables austeníticos sometidos a fatiga sin presencia de agentes corrosivos, las estrías se observan claramente en el microscopio electrónico de barrido, Fig. II.5. Pero, análogamente al caso de las marcas de playa, su ausencia no necesariamente indica otro mecanismo de fractura. Por ejemplo en aceros inoxidables martensíticos es prácticamente imposible observar estrías de fatiga.

Los conjuntos repetidos de marcas de nivel (ratchet marks) se observan en los bordes de las superficies de fractura y corresponden a distintos orígenes de iniciación del proceso de rotura por fatiga. Cada marca corresponde a la propagación de una fisura y la superposición de dos marcas adyacentes da origen generalmente a un escalón claramente visible en una observación a bajo aumento, Fig. II.6. Estos escalones son características generales de fallas propagadas desde varios orígenes, sea por fatiga o por otro mecanismo (corrosión, fatiga). Altas tensiones en el ciclo de fatiga favorecen la propagación simultánea de fisuras a partir de varios orígenes.

2.3. Marcas de fractura iniciadas por corrosión

La determinación de las causas de rotura en componentes que han estado expuestos a la acción de medios agresivos es en general compleja, puesto que las superficies de fractura son afectadas por el agente corrosivo. Además, distintos mecanismos pueden dar lugar a superficies de fractura semejantes, y es difícil distinguir en una micrografía si una rotura fue producida por corrosión bajo tensiones, corrosión-fatiga, o incluso fatiga pura, puesto que las marcas de arresto del proceso de corrosión bajo tensiones pueden llegar a confundirse con estrías de fatiga.

En el caso de la corrosión-fatiga, suele ser difícil distinguir cuál de los dos mecanismos fue dominante, puesto que las estrías

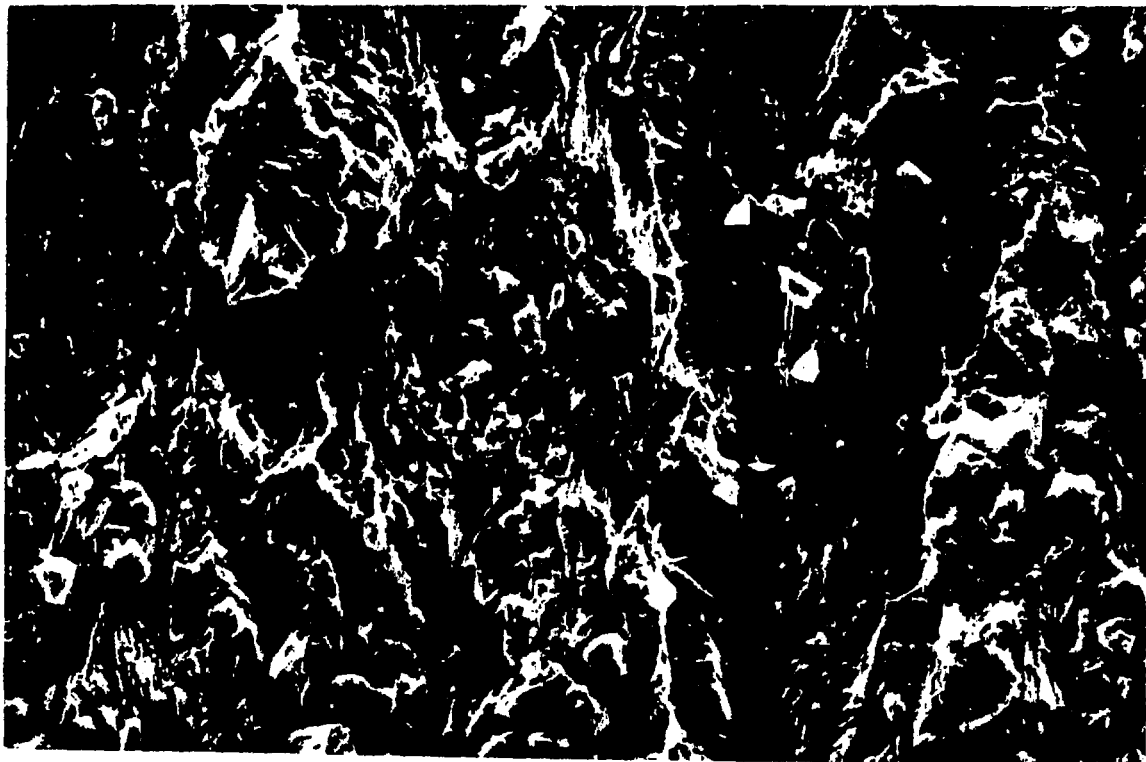


Fig. II.7. Corrosión bajo tensiones en un conducto de acero AISI 347. La fractura es transgranular, y se rotan productos de corrosión sobre la superficie.
M ≈ 600 X.

de fatiga que se van produciendo quedan oscurecidas por el proceso subsiguiente de corrosión, y podría llegarse a la conclusión errónea de que no hubo fatiga.

La corrosión bajo tensiones ha sido extensivamente estudiada, y existen publicaciones específicas del laboratorio sobre distintas aleaciones, que pueden ser consultadas, (13), (14), (15).

Mencionaremos aquí solamente dos casos correspondientes a fallas frecuentemente observadas:

- En condiciones de aceros inoxidable austeníticos sometidos a tensiones de tracción en un medio corrosivo (p.ej. cloruros) la superficie de fractura presenta un aspecto característico fácilmente identificable en una micrografía electrónica. Como se muestra en la Fig. II.7, la fractura se propaga a través de los granos cristalinos, siguiendo los límites de sub-granos o ciertos planos cristalográficos favorables. El resultado del proceso da origen a una superficie facetada, pero distinta del caso de la fractura por clivaje. También puede observarse una cierta proporción de fractura intergranular, si es que han existido orientaciones favorables del borde de grano frente a la fisura que se va propagando. En el caso de no observarse corrosión sobre las caras de estos granos decohesionados, es probable que esta fractura localizada se haya debido a la fragilización por hidrógeno originado por el mismo proceso de corrosión.

- En condiciones similares, la fractura de componentes de acero inoxidable martensítico es más bien intergranular. Por ejemplo, un acero AISI 403 muestra fractura intergranular al ser ensayado bajo tracción en soluciones de ácido sulfúrico, Fig. II.8.

2.4. Influencia de la configuración de tensiones

La observación de la superficie de fractura puede también proporcionar información sobre el estado de tensiones a los que estu-



Fig. 11.8. Fractura intergranular en un acero inoxidable AISI 115 templado y revenido, se nota claramente la separación de los granos primarios. $M \times 6000 \times$.

vo sometido el componente durante el servicio. Desde este punto de vista se ha clasificado las fracturas en dos grandes grupos:

Grupo I

El plano principal de la fractura es perpendicular a la máxima tensión principal de tracción. Incluye fracturas frágiles por clivaje y dúctiles bajo condiciones de deformación plana, etapas intermedias de la fractura por fatiga, fisuración por corrosión bajo tensiones.

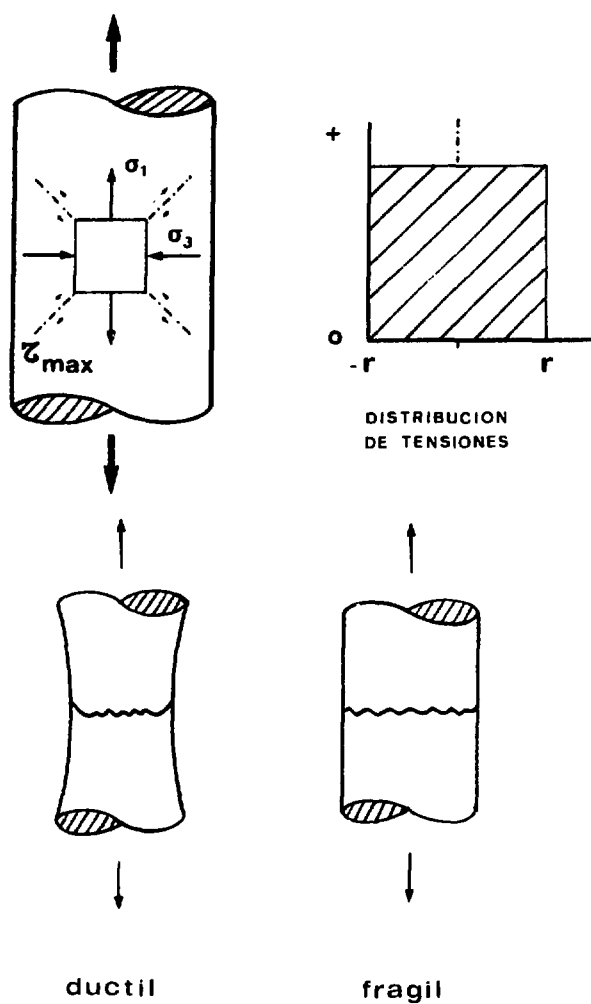
Grupo II

La fractura se propaga sobre planos de máxima tensión de corte. Comprende las fracturas dúctiles bajo estado de tensión plana (placas delgadas y secciones próximas a las superficies), roturas por tensiones de corte, últimas etapas de rotura por fatiga en placas delgadas.

A título de ejemplo en la Fig. II.9 se muestran las distribuciones de tensiones para los casos simples de un componente cilíndrico sometido a tracción, torsión y compresión. Asimismo, para cada una de estas posibilidades, se indican los planos por donde progresa la fisura en un material dúctil y un material frágil.

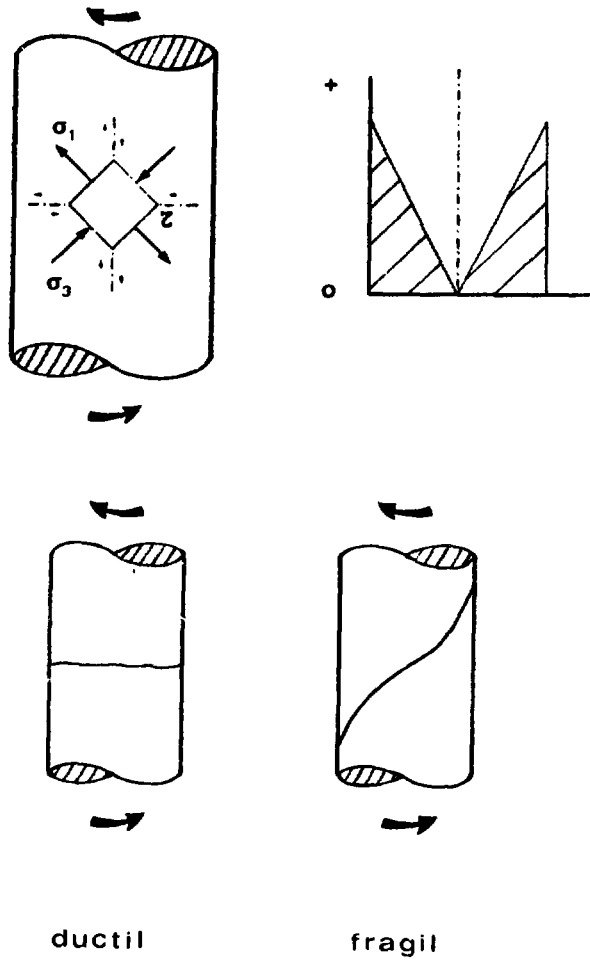
En el caso de tracción pura, Fig. II.9.(a), la tensión de tracción es longitudinal y las tensiones máximas de corte actúan sobre planos orientados a 45° del eje de tracción. Estas tensiones de corte son las responsables del proceso de deformación plástica de un metal. Por lo tanto, un componente de material dúctil sometido a tracción comenzará a fracturar según estos planos, dando como resultante una superficie rugosa, y un borde dúctil a 45° cerca de la superficie libre (Grupo II).

En cambio en un material frágil, la fractura por sobrecarga produce una rotura perpendicular a la tensión (Grupo I) con poca deformación plástica.

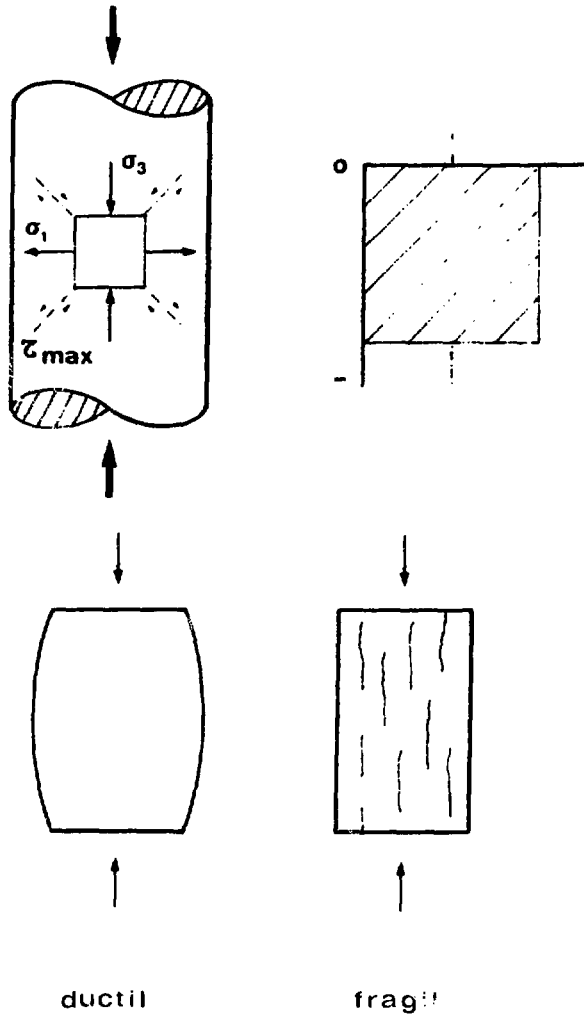


TRACCION

Fig. II.9. Orientación de las tensiones de tracción y corte en muestras cilíndricas sometidas a tracción, torsión y compresión. Esquema de la superficie de fractura en cada uno de los tres casos, en muestras dúctiles y frágiles.



TORSION



COMPRESION

En el caso de una torsión , Fig. II.9.(b), las tensiones máximas de tracción y compresión actúan sobre planos rotados 45° respecto del eje del cilindro. En cambio las tensiones de corte máximas actúan sobre los planos longitudinales y transversales. Entonces en un material dúctil la fractura se produce en una sección perpendicular al eje. Aunque se produce apreciable deformación plástica durante el proceso de rotura no necesariamente se observan cambios en la forma externa del componente. En torsión pura, la parte final en fracturar corresponde al centro de la sección, pero si existe una componente de flexión superpuesta, estará ligeramente desplazada. En un material dúctil también se suelen observar fracturas longitudinales, dado que los planos paralelos al eje están sometidos a las mismas tensiones de corte que los planos transversales, y estos últimos son los que pueden llegar a deformar más fácilmente en ciertos casos, por ejemplo, una determinada distribución de inclusiones.

En cambio, un material frágil sometido a torsión pura, fractura según planos orientados a 45° respecto del eje de la torsión (Grupo I) y la superficie de fractura resulta más bien alabeada, Fig. II.9. (b). Además como la distribución de tensiones, tanto de tracción como de corte, es máxima en la superficie y nula en el centro, la fractura siempre se inicia en la superficie.

En el caso de componentes cilíndricos bajo compresión, las tensiones de corte máximas actúan sobre planos orientados a 45° respecto del eje, y las tensiones de corte producen una cierta deformación plástica, pero las condiciones de contorno en los extremos libres del cilindro, no dejan normalmente alcanzar la fractura total, sino que el componente más bien se deforma en la dirección radial y se acorta en la dirección longitudinal. En cambio un material frágil fractura según los planos longitudinales, pues estas son perpendiculares a las tensiones máximas de tracción. Además, como la distribución de tensiones es uniforme, la fractura puede originarse en cualquier punto de estos planos.

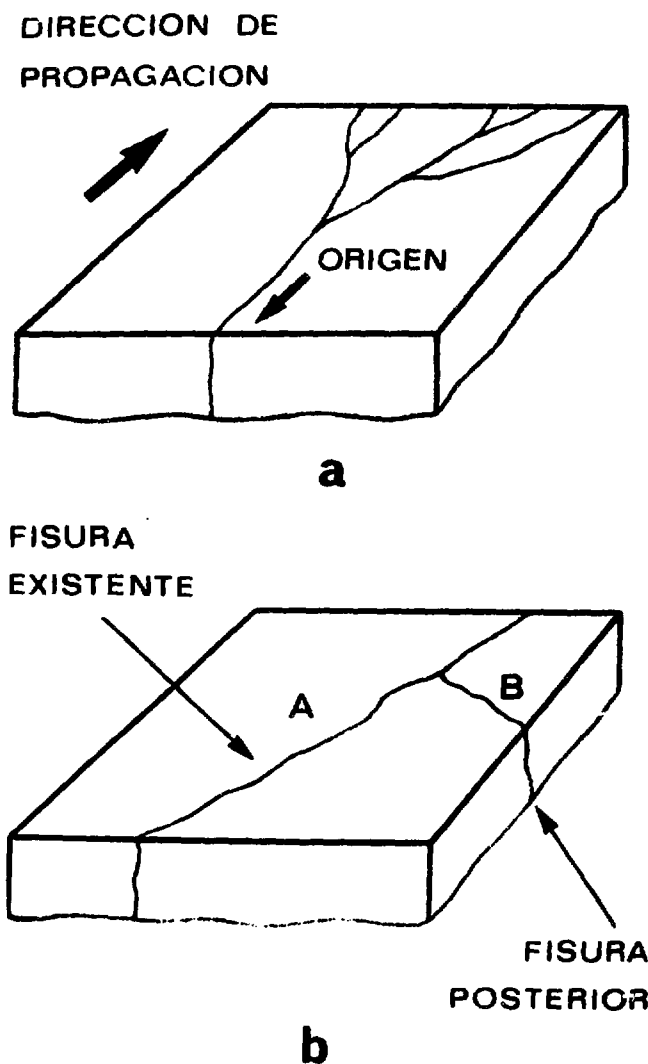


Fig. 11.10. Método para determinar el origen de una fractura.

- a) El origen de la fractura se encuentra en la dirección opuesta a la ramificación de la fisura.
- b) Si una fisura B termina en otra fisura A bajo un ángulo próximo a los 90° , el origen de la fractura debe buscarse siguiendo la fisura A, puesto que ésta es anterior a la fisura B.

En el caso de una muestra sometida a una flexión pura, la superficie convexa está sometida a tracción, y la superficie cóncava a compresión. En una zona intermedia (eje neutro) las tensiones son nulas. La distribución de tensiones pasa por lo tanto de una configuración como la de la Fig. II.9.(a) a una similar a la de la Fig. II.9.(c). Es decir que los casos tipo esquematizados en la Fig. II.9. nos permite analizar otros casos donde las distribuciones de tensiones son más complejas. De la misma manera se pueden analizar los casos en los cuales el componente se aparta de la forma cilíndrica simple considerada hasta ahora. El mismo tipo de análisis se puede efectuar en el caso de componentes con salientes pronunciadas o surcos maquinados. Estos modifican la configuración de las tensiones en sus vecindades, modificando las direcciones de las máximas tensiones de corte o tracción, y modificando en mayor o menor grado los rasgos característicos de la superficie de fractura.

2.5. Identificación del origen de una fractura

El objetivo último del análisis de fallas es la determinación de las causas de la rotura de un componente. Una de las grandes contribuciones de la fractografía a este problema general, es la de poder identificar con mayor o menor certeza el punto origen de propagación de la fisura. En algunos casos la observación detallada de los rasgos fractográficos permite la identificación precisa del origen de la falla y en otros casos menos afortunados, algún indicio de la posible iniciación de la rotura.

Un exámen a simple vista de un componente fallado puede ya dar un indicio sobre la dirección de propagación de la fisura, al permitir determinar la secuencia de la fractura. Por ejemplo, en la rotura rápida de una plaza metálica la fisura primaria simple se ramifica, siendo prácticamente improbable el caso inverso de la unión de varias fisuras en una única. De la misma manera se ha comprobado que si una fisura que se propaga encuentra una fisura pre-existente,

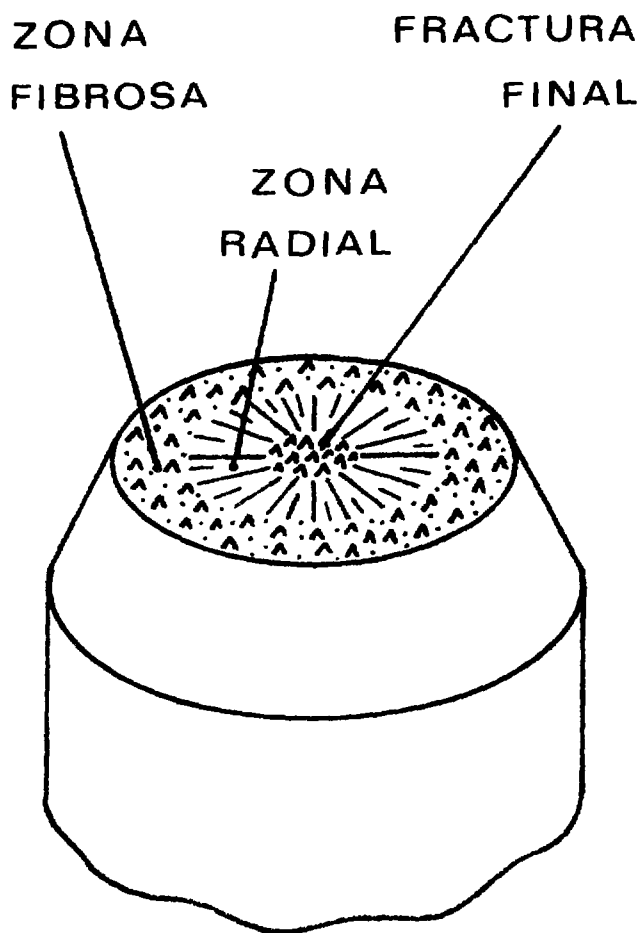


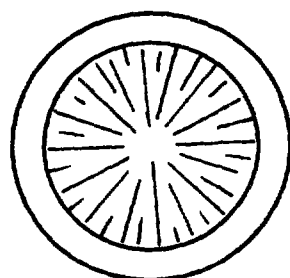
Fig. II.11. Esquema de la superficie de fractura por tracción de una probeta cilíndrica con entalla. La fractura comienza sobre la entalla y se propaga hacia el interior. La zona de fractura final rápida corresponde al centro de la sección.

el ángulo de encuentro es siempre cercano a los 90° . Es improbable que la nueva fisura atraviere la fisura existente. Estas características de la propagación rápida de fisuras en placas son en realidad más generales, y pueden tomarse como válidas para el caso de componentes de otras formas más complejas. Entonces, se puede concluir que:

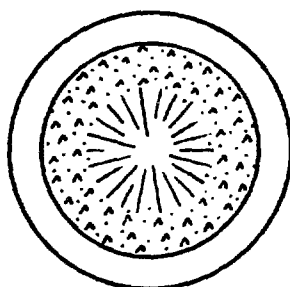
- El origen de una rotura se encuentra siempre en la dirección opuesta a la de ramificación de la fisura, Fig. II.10 (a).

- Si una fisura B termina en otra fisura A bajo un ángulo próximo a los 90° , el origen de la fractura debe buscarse siguiendo la fisura A, puesto que esta última es ciertamente anterior a la fisura B, Fig. II.10 (b). Este es el método de las uniones "T" para la determinación del origen de una falla.

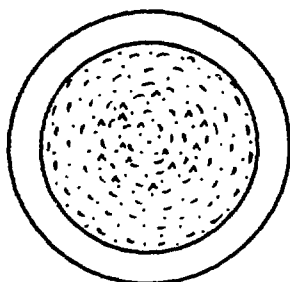
La observación detallada de la cantidad de deformación plástica presente en las distintas zonas de una superficie de fractura, también puede ayudar a la determinación del origen. En efecto, la primera porción de material que fractura, o sea la que contiene el origen, transfiere su carga original a las secciones adyacentes, las que se irán deformando con cantidades cada vez más apreciables de deformación plástica. Entonces, en la secuencia de rotura de una estructura, la zona que contiene el origen es la que muestra menores restos de deformación plástica, sea ésta flujo plástico, angostamiento o flexión. Por ejemplo, si una fisura se ha propagado a través de una zona agujereada el agujero más cercano al origen es el menos deformado, y el que más conserva su sección circular. Los demás agujeros estarán progresivamente más deformados y elongados. Este mismo fenómeno permite también ubicar el origen de una rotura catastrófica del tipo dúctil. Si a partir de una fisuración local producida por algún mecanismo (fatiga, corrosión bajo tensiones, fragilización por hidrógeno) se propaga rápidamente la rotura por un mecanismo dúctil, se encuentra una mejor correspondencia entre las superficies últimas en fracturar. En cambio, en zonas cercanas al origen, la separación es máxima.



a



b



c

Fig. II.12. Esquema de la superficie de fractura de una muestra cilíndrica con entalla fracturada por tracción a tres temperaturas diferentes.

- a) Temperaturas bajas. La mayor parte de la superficie muestra las marcas radiales que se propagan a partir del centro de la sección.
- b) Temperaturas medias. La zona radial es menor y aparece una zona fibrosa dúctil.
- c) Temperaturas altas. La fractura es totalmente fibrosa.

En general, toda rotura de tipo rápido produce una superficie de fractura que lleva alguna marca indicativa del origen. Ya se ha mencionado el caso de las marcas radiales en la rotura de componentes sometidos a tracción pura, sección 2.1.1. Estas marcas son el resultado de la propagación del frente de las fisuras en planos distintos que luego se unen por pequeños escalones de clivaje o bordes dúctiles. Las marcas emergen radialmente a partir de un lugar cercano al centro de la sección, que es precisamente el punto de origen de la fractura.

También se ha mencionado en la sección 2.1.2. el aspecto general de las marcas "Chevron". Estas marcas son sumamente útiles para la determinación del origen de la rotura catastrófica de muchos materiales, particularmente en chapas de aceros de bajo contenido de carbono. En efecto, los vértices de las "V" de las marcas Chevron apuntan hacia el origen de la rotura y este hecho es el que ha permitido la localización de las causas de rotura de cañerías y recipientes de presión.

Otro hecho para tener en cuenta en la determinación de orígenes de fractura, es la influencia que tiene todo filo o entalla en la propagación de la fisura. Asimismo, la secuencia de las diferentes zonas de fractura puede verse alterada por la presencia de concentradores de tensiones. Por ejemplo, en una probeta cilíndrica con una entalla, la fractura no comienza en el centro de la sección, sino que se origina a partir de la entalla y se propaga hacia el centro de la sección. La zona anular contigua a la entalla es la zona fibrosa, que luego continúa en una zona radial de fractura inestable. La zona de fractura final corresponde al centro de la sección, no existiendo en este caso los bordes dúctiles a 45° , Fig. II.11. En la Fig. II.12. se muestran las superficies de fractura de probetas cilíndricas con entalla, fracturadas por tracción a tres temperaturas diferentes. A temperaturas bajas la mayor parte de la superficie muestra las marcas radiales que se propagan a partir del centro de la sección. A temperaturas medias la zona radial es menor y aparece una zona fibrosa dúctil. La fractura a temperaturas altas es totalmente fibrosa.

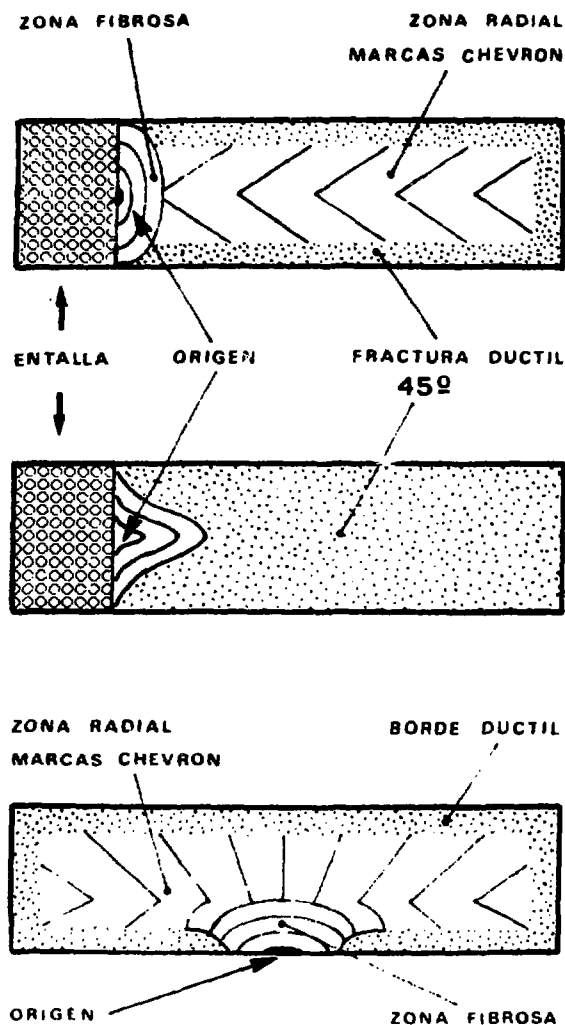


Fig. II.13. Superficie de fractura de muestras de sección rectangular

- a) Muestra con entalla. La fractura comienza a partir de la entalla, generando una zona fibrosa, luego una zona radial con marcas Chevron y finalmente bordes dúctiles a 45° al aproximarse a las superficies libres.
- b) Idem, en un caso extremo de material dúctil. No aparece la zona radial y la fractura es dúctil a 45° .
- c) Superficie de fractura de una muestra sin entalla, cuando el origen se sitúa sobre una de las superficies externas.

En el caso de muestras o componentes de sección rectangular con una entalla en su extremo, Fig. II.13, la rotura comienza dando origen a una zona fibrosa contigua a la entalla. Luego continúa con una zona radial que finaliza en bordes dúctiles a 45° . También en muestras de sección rectangular, la fractura puede pasar rápidamente a fractura dúctil a 45° . En estos casos en la zona de transición y muy cercana al origen (entalla) se observa una zona triangular de fractura fibrosa, Fig. II.13.(b). En ambos casos la región cercana al origen de la fractura es más bien plana, y ciertamente no presenta bordes dúctiles. Estos bordes aparecen solamente a partir de una cierta distancia del origen de la fractura, y se hacen más apreciables en las zonas más alejadas de la misma.

En el caso de placas delgadas, la fractura es completamente dúctil a 45° , y no existen marcas indicativas del sentido de propagación de la fisura sobre la superficie de fractura.

Para tener algún indicio del origen de la rotura es necesario buscar marcas finas de la superficie misma de fractura. Suelen observarse marcas dentadas sobre uno de los bordes, o también marcas tipo bandas de Lüders, indicativas de la deformación plástica que tuvo lugar durante el proceso de rotura. Estas últimas son las que se utilizan para determinar el origen de roturas en cañerías y recipientes de presión.

En todos los casos mencionados, los orígenes de una falla deben buscarse sobre las superficies libres del componente, en zonas donde existen concentraciones de tensiones, tensiones de tracción, o zonas donde actúan medios externos agresivos. Es menos probable que la causa de una rotura sea un defecto sub-superficial. Esto ocurre solamente en el caso de grandes inhomogeneidades del material, o en el caso ya mencionado de rotura por sobrecarga de componentes cilíndricos.

Para la determinación del punto origen de las fallas por fatiga, es necesario recordar las características de este tipo de rotura. Por un lado, pueden aparecer las marcas de playas, ya descritas en la sección 2.2., que corresponden a las distintas etapas de avance y arresto de la fisura. En el caso de que estas marcas sean claramente visibles, el origen de la rotura se obtiene trazando la perpendicular a las marcas, siempre dentro del lado cóncavo.

Si las marcas no existen o no son claramente visibles, será necesario identificar la zona de propagación por fatiga pura en el total de la superficie de fractura. Normalmente las zonas de fatiga en aceros de alta dureza son relativamente pequeñas, si las tensiones actuantes fueron altas. Lo mismo sucede si la fractura ocurrió con menos que 3000-4000 ciclos de fatiga. A bajos aumentos interiores a los 100 X es posible visualizar la pequeña zona de fatiga que dio origen a la rotura final. Estas zonas de fatiga son más lisas, con muy poco relieve frente al resto de la rotura y aparecen más bien opacas en una observación por microscopía óptica.

2.6. Determinación de las secuencias de una fractura

La mayoría de las fracturas de componentes en servicio o probetas de laboratorio responde a la siguiente secuencia de procesos:

- Iniciación
- Propagación sub-crítica por mecanismos de fatiga, corrosión-fatiga, corrosión bajo tensiones, fragilización por hidrógeno, extensión dúctil.
- Fractura rápida final, cuando la sección remanente no puede ya soportar las cargas aplicadas.

La sistematización de las características de las zonas correspondientes a los tres procesos se debe fundamentalmente a Lipson (16) y Jacoby (17)(18), y se resume en una serie de diagramas confeccionados por los autores. Estos se reproducen en las Figs. II.14 y II.15.

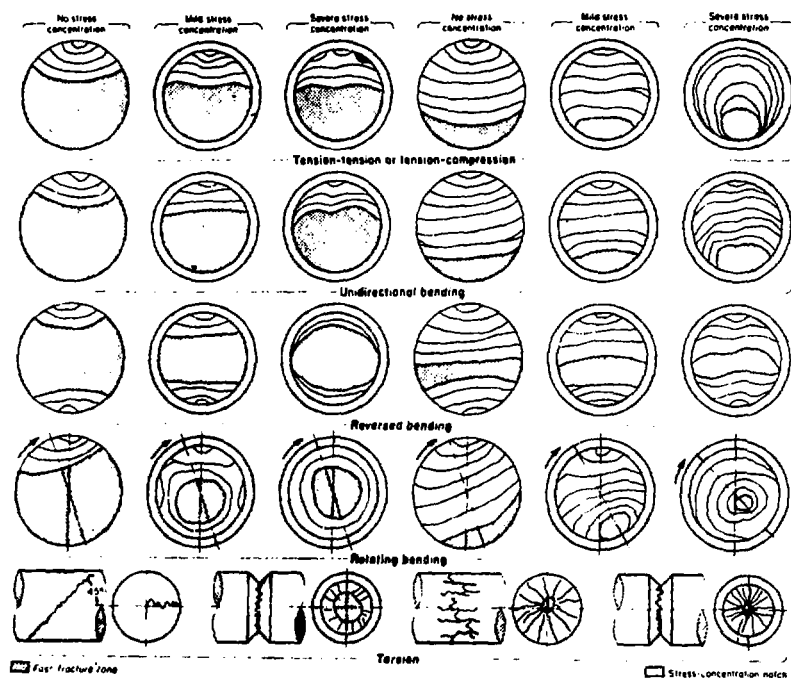


Fig. II.14. Diagramas de Lipson y Jacoby para la caracterización de la fractura por fatiga en componentes de sección circular, bajo distintas condiciones de sollicitación.

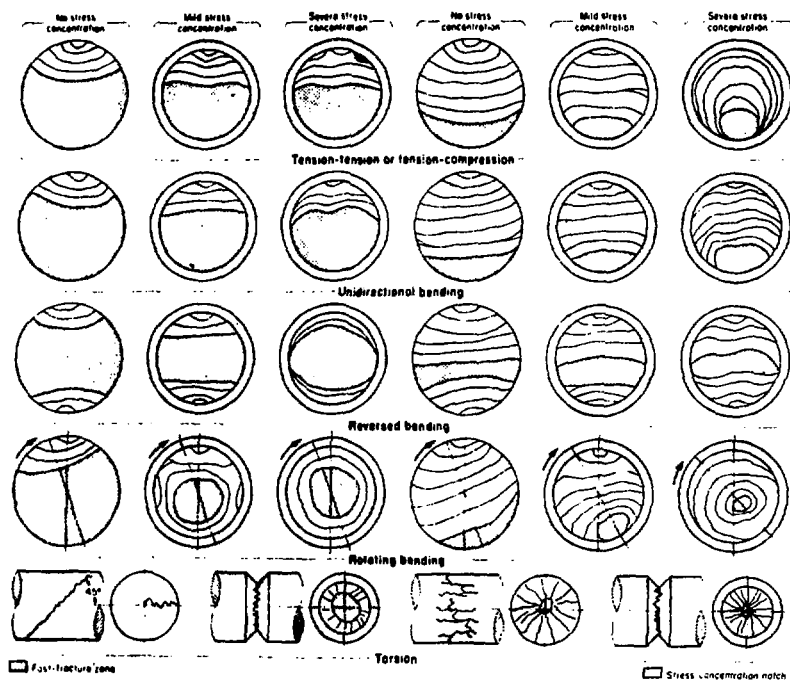


Fig. II.15. Diagramas de Lipson y Jacoby para la caracterización de la fractura por fatiga de componentes de sección rectangular bajo distintas condiciones de sollicitación.

Las dos cartas fueron obtenidas originalmente para el caso de fracturas por fatiga, pero luego se pudo comprobar que podrían aplicarse también para la propagación de fisuras por otros mecanismos.

Los esquemas de las Figs. II.14 y II.15 fueron obtenidos de acuerdo a las siguientes consideraciones generales, basadas a su vez en un número muy grande de observaciones experimentales:

- A mayores tensiones, mayor es el número de sitios de iniciación de fisuras. Por lo tanto para grandes tensiones de servicio, o en el caso de fuertes concentraciones de tensiones, se observa un mayor número de sitios donde se han originado fisuras. Pero como las microfisuras individuales se propagan en planos ligeramente distintos, se van uniendo por pequeños escalones perpendiculares a los planos de propagación. Estos escalones son los que dan origen a las marcas de serrucho o crique (ratchet marks) características de la rotura a partir de varios sitios simultáneos de iniciación de fisuras. En el caso de tensiones bajas, pero siempre superiores al límite de fatiga, la fractura se origina en un único punto y desde allí se propaga.
- En ausencia de concentradores de tensiones, es mucho más probable que una fisura se origine en zonas cercanas al centro de la muestra. De acuerdo a las condiciones de contorno, las tensiones son más intensas en el centro de la sección de un componente o probeta, donde además la distribución es triaxial (deformación plana).
- Si existe una concentración de tensiones sobre la superficie, como es el caso de entallas o filetes de rosca, la tensión en las zonas cercanas puede llegar a ser mucho mayor que en el interior del componente. En estos casos es más probable que las fisuras comiencen en los vértices agudos de las entallas, y que desde allí se propaguen hacia el interior.

- Para un material dado, el porcentaje del área de fractura final catastrófica aumenta con la tensión actuante. Por lo tanto el área correspondiente a la propagación subcrítica es menor. De esta manera, para una sobrecarga que sobrepase ligeramente el valor máximo de fractura, la zona de rotura catastrófica es mínima. Para tensiones crecientes esta zona ocupa un porcentaje mayor del total de la superficie de fractura.

- Si la fractura ocurrió bajo rotación con una componente de flexión, la zona de la fractura final está ligeramente desplazada del centro del componente en el sentido opuesto a la rotación. Este efecto es más evidente en el caso de tensiones nominales más bien bajas. Con el incremento de la tensión nominal la zona final se acerca al centro de la sección.

- Bajo componentes de flexión, o bien cuando existen concentraciones de tensiones, las superficies libres soportan las mayores tensiones, y desde ellas se propaga la fractura. La propagación a partir de un origen sub-superficial es menos frecuente, y solamente ocurre si existen inclusiones o imperfecciones en fatiga por tensión-tensión o tensión-compresión.

- En el caso de secciones rectangulares, la fractura puede comenzar en los vértices o en los extremos de agujeros pasantes.

Entonces, de acuerdo a estas últimas consideraciones, y según las características mencionadas en las secciones 2.1. y 2.2., el procedimiento para analizar una fractografía óptica y obtener información sobre los orígenes de la fractura y la secuencia de la rotura, es el siguiente:

- Se analiza el aspecto general de la superficie, tratando de encontrar las evidencias de una rotura simple por sobrecarga de tracción (sección 2.1.1.). Si la sección del componente no es circular, se buscan las posibles marcas Chevron mencionadas en la sección 2.1.2.
- Si este no es el caso, se trata de determinar el tipo de sollicitación a la cual fue sometido el componente durante el servicio, de acuerdo a los esquemas de Lipson y Jacoby, Figs. II.14 y II.15.
- Se analiza cuidadosamente la forma y ubicación de la zona de fractura subcrítica de acuerdo a los mismos esquemas.
- Se estima el número de sitios que originaron la fractura. La presencia de varios orígenes, como es el caso de las marcas de nivel repetidas, implica altas tensiones de servicio, o varios sitios de concentración de tensiones. Un sitio único de nucleación de la fisura significa bajas tensiones de servicio.

2.7. Otros factores que afectan una superficie de fractura

Además de este esquema general, es necesario tener en cuenta que la propagación de una fisura puede alterarse por otros factores. El frente de la fisura, así como el mecanismo mediante el cual se propagó la fractura pueden variar por:

- Diferencias locales de la microestructura
- Variación del factor de intensidad de tensiones K
- Variación del medio en el cual se propaga la fisura
- Temperatura
- Variaciones locales del estado de tensiones.

La microestructura en una muestra influye en forma apreciable en el aspecto de la superficie de fractura. Por ejemplo la presencia de dos fases puede dar origen a dos mecanismos distintos de propaga-

ción a través de ellas, y por lo tanto a rasgos distintos en la fractografía respectiva. Este es también el caso de los componentes endurecidos superficialmente por inducción.

Factor de intensidad de tensiones K. En la propagación estable, subcrítica, de una fisura, el factor de intensidad de tensiones varía constantemente, (Ver por ej. referencia 19). Por ejemplo, en el caso de la rotura por fatiga, el mecanismo inicial origina una propagación más bien lenta, cuando los valores de K son bajos. A medida que la fisura se extiende aumenta la velocidad de propagación, y finalmente para altos valores de K prevalece un mecanismo por desgarramiento.

Influencia del medio. El mecanismo mediante el cual se propaga una fisura cambia como resultado de posibles variaciones químicas del medio. Por ejemplo un medio corrosivo puede generar picaduras en la superficie de un componente y la presencia de tensiones puede favorecer desde allí la propagación de fisuras. Las tensiones pueden ser tanto las aplicadas como eventuales tensiones residuales.

Influencia de la temperatura. La temperatura es otra de las variables que afecta el aspecto de la superficie de fractura. Su efecto se pone en evidencia más claramente en probetas de laboratorio. En la Fig. II.3. se muestra esquemáticamente cómo varían las características de las superficies de fractura en tres casos bien definidos. Se ha esquematizado el caso de planchas delgadas, o paredes de tuberías fracturadas a tres temperaturas crecientes. A temperaturas más bien bajas, cercanas a 0 °C, la superficie de fractura muestra las marcas Chevron indicativas del sentido de la propagación de la rotura, Fig. II.3 (a). Aumentando ligeramente la temperatura, comienzan a aparecer los bordes dúctiles, Fig. II.3.(b). Al aumentar aún más la temperatura, la proporción de bordes dúctiles aumenta hasta que finalmente la fractura es totalmente dúctil, Fig. II.3.(c).

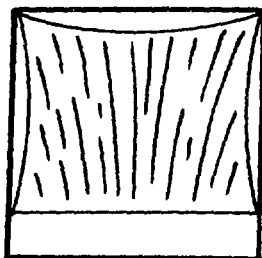
En el caso de muestras cilíndricas con entalla, Fig. II.12, la fractura es completamente radial a bajas temperaturas, luego aparece una zona fibrosa circunferencial, y finalmente a mayores temperaturas solamente se observa la zona fibrosa con marcas circunferenciales.

Las probetas de impacto tipo Charpy también presentan transiciones bien marcadas en los rasgos fractográficos, al ser ensayados a distintas temperaturas. A bajas temperaturas la mayor parte de la superficie muestra marcas radiales que convergen hacia la entalla, que es el origen de la fractura. Observada a mayores aumentos en el microscopio electrónico, esta zona presenta el aspecto característico de la fractura frágil. Con el aumento de la temperatura de ensayo se hacen más evidentes los bordes dúctiles a 45° y comienza a aparecer la zona fibrosa dúctil, que también puede presentar marcas circunferenciales concéntricas, Fig. II.16. Precisamente son estas variaciones en la superficie de fractura las que permiten trazar las curvas de transición dúctil-frágil que caracterizan el comportamiento fractomecánico de un metal.

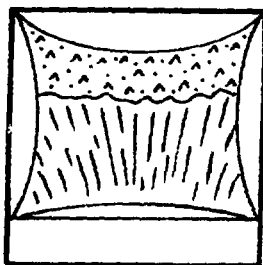
Influencia en los estados de tensión. En una superficie de fractura, normalmente es posible distinguir las zonas correspondientes a la rotura bajo un estado de "deformación plana" o "tensión plana".

La fractura bajo deformación plana es característica de secciones más bien gruesas, y da origen a superficies más bien planas y normales a la dirección de la tensión actuante.

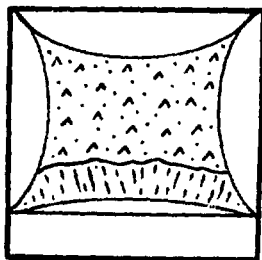
La fractura bajo un estado de sollicitaciones de tensión plana, se observa en las últimas etapas de la fractura de un componente (bordes dúctiles a 45°), o en el caso de rotura de placas muy delgadas (Ver referencia 19).



a



b



c

Fig. II.16. Esquema de la superficie de fractura de una probeta de impacto Charpy, ensayada a tres temperaturas diferentes.

- a) Bajas temperaturas. La fractura es frágil. Se observa solamente una zona radial, con marcas que provienen del origen de la fractura (entalla).
- b) Temperaturas medias. Aparece una zona fibrosa dúctil, y los bordes dúctiles a 45°.
- c) Temperaturas altas. La fractura es totalmente dúctil. Aparece solamente la zona fibrosa y los bordes dúctiles a 45°.

3. FRACTOGRAFIA ELECTRONICA

La observación de detalles de una superficie de fractura a mayores aumentos que los alcanzados por microscopía óptica es el paso siguiente de un análisis fractográfico. La fractografía electrónica se aplica tanto al estudio de los mecanismos básicos de la fractura como el análisis de las fallas de servicio. La técnica comenzó con la replicación de superficies y su posterior observación en el microscopio electrónico de transmisión. Actualmente, con la incorporación de la microscopía electrónica de barrido, la replicación para microscopía de transmisión se utiliza solo cuando se requiere resolver detalles muy finos, como puede ser el caso de estrías de fatiga o el estudio de materiales fragilizados por absorción de hidrógeno.

Las observaciones fractográficas en el microscopio electrónico sea de transmisión o barrido son a veces imprescindibles para determinar las causas de la rotura (caso de las estrías de fatiga). En otros casos, sin embargo, constituyen solamente una confirmación de las predicciones basadas en las observaciones ópticas de bajo aumento.

3.1. Fractura dúctil

La fractoténacidad de los metales está directamente relacionada con la capacidad de deformar plásticamente y absorber energía durante el proceso de fractura. Los diversos mecanismos responsables de la fractura dúctil se basan en el mismo mecanismo fundamental de deformación plástica, que es el deslizamiento de dislocaciones sobre planos cristalográficos definidos.

Esta deformación plástica puede variar según la estructura del material y el estado de tensiones, dando origen a distintas características topográficas de la superficie de fractura, como se describen a continuación

3.1.1. Formación y coalescencia de microcavidades

Este mecanismo es el operante en la iniciación de una fractura dúctil por sobrecarga. La superficie de fractura resultante es fácilmente reconocible mediante las técnicas fractográficas actuales. Ópticamente se caracteriza por una superficie mas bien opaca. Observada a mayores aumentos en un microscopio electrónico, está compuesta por pequeñas depresiones o cavidades, que son la resultante de la coalescencia de microcavidades o "voids", que se inician por decohesión y fluencia del material alrededor de inclusiones, partículas de segunda fase o cualquier discontinuidad que produzca una concentración de tensiones y aumento del flujo plástico. A medida que avanza el proceso de deformación las microcavidades existentes crecen bajo las condiciones de tensión en el extremo de la fisura, hasta situarse muy próximas unas de otras. Finalmente las paredes o ligamentos que las separan se rompen, resultando una superficie de fractura caracterizada por depresiones semiesféricas o semielipsoidales que denominaremos simplemente "cavidades" o "dimples", Fig. III.1.

La forma y profundidad de estas cavidades están relacionadas con el tamaño y distribución de las partículas que las originaron, las características de la tensión aplicada (tracción normal, corte, desgarramiento) y de la fractoténacidad de la muestra.

Así por ejemplo cuando la fractura se produce por tracción simple, las cavidades son equiaxiadas, como puede verse en la Fig. III.1.(a). Cuando la fractura es debido a tensiones de corte, como en un borde dúctil a 45° , o en el caso de fractura por torsión, las cavidades son más bien parabólicas y tienen sentidos opuestos en las dos superficies, Fig. III.1.(b). En un desgarramiento por tracción las cavidades también son elongadas pero tienen el mismo sentido en ambas superficies, y apuntan al mismo origen de la fractura, Fig. III.1 (c).

Como resultado final del desgarramiento las superficies presentan cavidades en forma elongada orientadas en el sentido opuesto

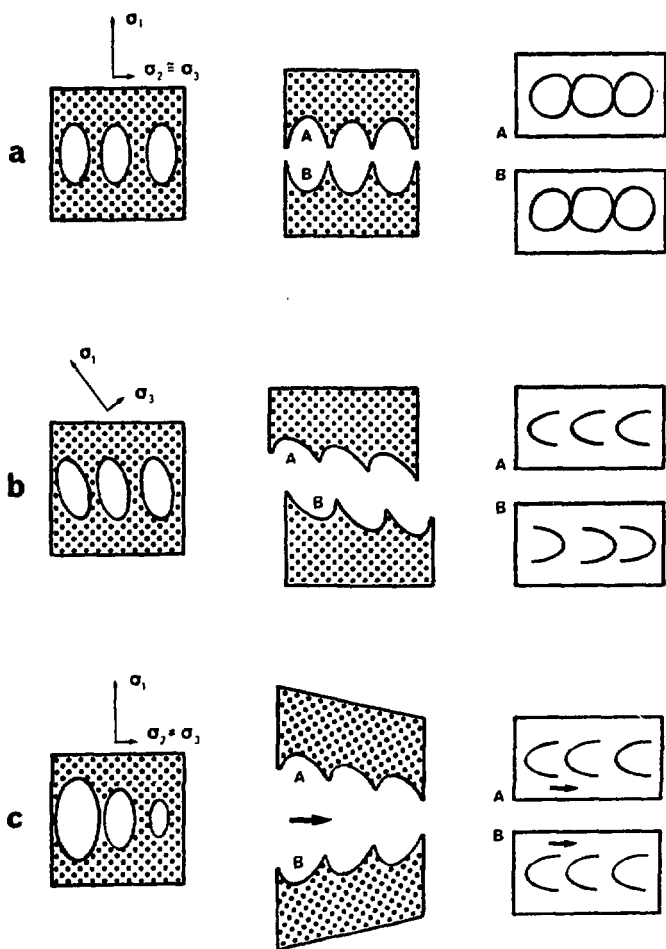


Fig. III.1. Mecanismos de fractura dúctil y su influencia en la forma de las cavidades producidas por la deformación plástica:

- Fractura normal, cavidades equiaxiadas.
- Fractura producida por tensiones de corte. Las cavidades resultan elongadas y tienen sentidos opuestos en las dos superficies de fractura.
- Desgarramiento por tracción. Las cavidades son también elongadas, tienen el mismo sentido en ambas superficies y apuntan hacia el origen de la fractura.

al de propagación. Este hecho permite en muchos casos la determinación del origen de la falla. También en una fractura rápida donde se forma un borde dúctil agudo, las cavidades apuntan al origen de la fisura. Debe tenerse la precaución solamente, de observar las cavidades próximas al borde pues en el interior de la superficie de fractura las cavidades pueden tener distintas orientaciones y no es clara la dirección de propagación de la fisura principal. Con estas precauciones el método es normalmente confiable para determinar el origen de una fractura por desgarramiento.

Tanto el diámetro como la profundidad de las cavidades dependen del número de sitios donde se pueden iniciar las microcavidades originales y de la plasticidad de la matriz. Por ejemplo una aleación que contenga un gran número de partículas dispersas presentará mayor número de cavidades que un metal puro sin aleantes. En este último caso existen menos sitios de nucleación de microcavidades y se observan menos "dimples" pero de mayor tamaño. En un acero estructural es común observar una cavidad grande originada en una inclusión del orden de varios micrones de diámetro, rodeada de una distribución de cavidades más pequeñas que son la resultante de microcavidades originales alrededor de los pequeños precipitados que endurecen el metal, Fig. III.2. Una partícula de segunda fase de gran tamaño puede fracturar en cambio en forma frágil sin afectar la rotura dúctil de la matriz.

3.1.2. Deslizamiento - Ondulaciones - Estiramiento

Cuando se deforma plásticamente un grano de metal, las dislocaciones deslizan a lo largo de ciertos planos cristalográficos, denominados planos de deslizamiento. La continuación de este proceso conduce a la rotura del cristal según esos mismos planos. Este modo de separación, denominado originalmente "decohesión en planos de deslizamiento" es el mecanismo atómico responsable de la fractura dúctil de metales y aleaciones.



Fig.111.2. Superficie de fractura dúctil en un acero al carbono. Se rotan claramente las cavidades (dimples) con inclusiones de MnS. Escala: 100 μ . Atención: Dr. J.P. Esperón.

Si el deslizamiento tiene lugar sobre algunos pocos planos de una familia cristalográfica la superficie de fractura es una faceta plana con algunos pequeños escalones, y es semejante al caso del clivaje de esa misma familia de planos. Por eso se utilizó originalmente el término "clivaje dúctil" para describir esta cohesión de planos cristalinos. Actualmente se prefiere no usar ninguno de los dos términos dada la ambigüedad que se origina al describir superficies aparentemente planas, pero que en realidad contienen apreciables deformaciones plásticas a escala microscópica.

En un cristal policristalino la deformación de un grano dado debe acomodarse a la deformación de los granos vecinos; el deslizamiento se produce entonces en distintas familias de planos y de una manera más bien irregular.

Las superficies resultantes de la decohesión de distintos planos de deslizamiento presentan así ondulaciones características, claramente detectables en una fractografía electrónica. El mecanismo de formación es el siguiente: En la Fig. III.3. se muestran esquemáticamente las tensiones actuantes en el extremo de una fisura. El deslizamiento se realiza primeramente en las familias de planos paralelos a las máximas tensiones de corte. En la Fig. III.3.(c) están indicadas las nuevas superficies creadas por el flujo plástico. El deslizamiento puede continuar en otra de las posibles familias de planos orientados favorablemente. Entonces los escalones originales se atenúan debido a la aparición de escalones menores, Fig. III.3.(d). Resulta así una superficie ondulada (ripples) que incluso con el aumento de la deformación puede evolucionar hacia una superficie más bien lisa, sin rasgos definidos, Fig. III.3.(e). En realidad siempre existen escalones en escala atómica, pero por debajo de la resolución de las técnicas experimentales de observación. La formación de estas superficies, sin rasgos visibles en una micrografía, se denomina "estiramiento" (stretching) y es la última etapa del complejo mecanismo de decohesión plástica (Ver Fig. III.4).

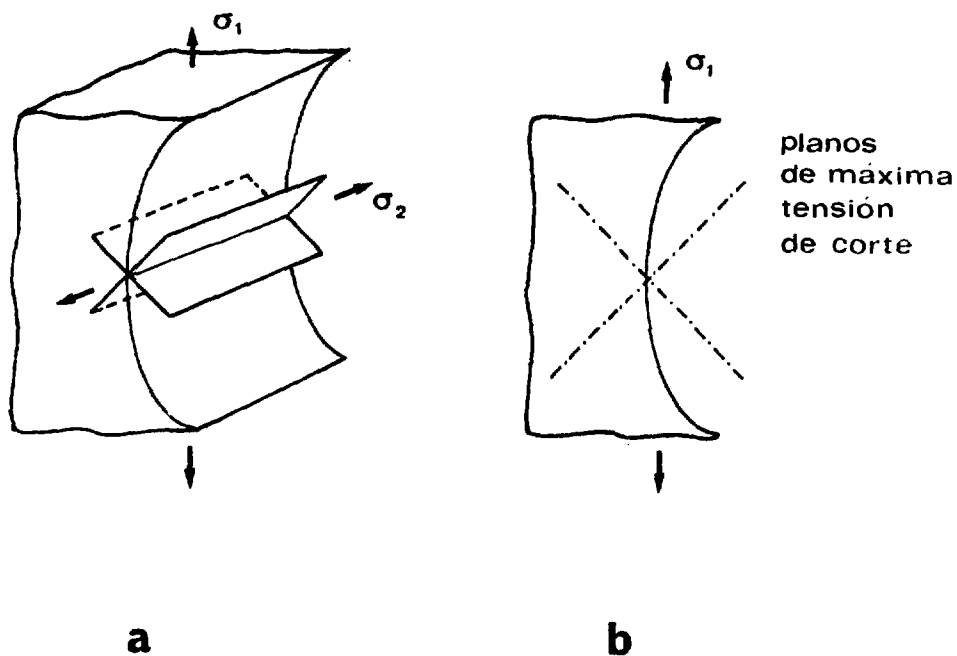
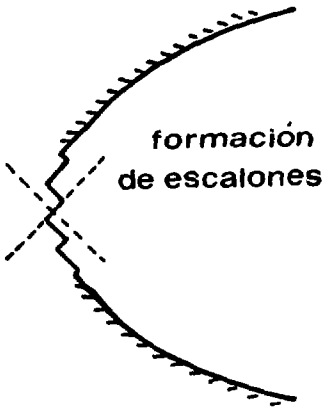


Fig. III.3. Formación de ondulaciones y zonas de estiramiento

- a) Configuración de tensiones en el extremo de una fisura que se propaga con deformación plástica.
 b) Orientación de los planos de máxima tensión de corte.

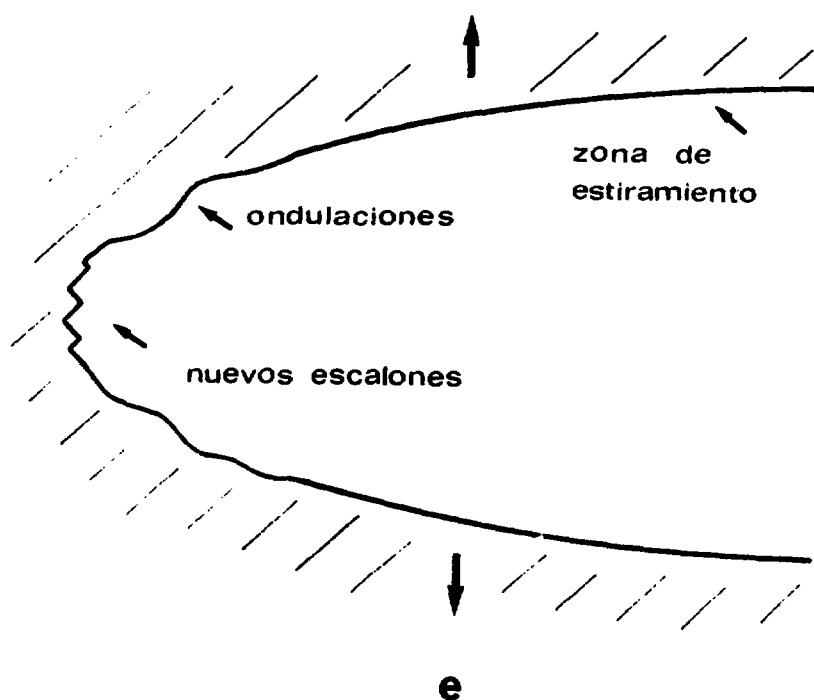


c



d

- c) El deslizamiento de dislocaciones en una familia de planos origina escalones sobre la superficie.
- d) El deslizamiento en otras familias de planos atenúa los escalones anteriores y da origen a ondulaciones.



- e) El aumento de la deformación origina una superficie aparentemente sin rasgos definidos, debido a que los escalones quedan por debajo de la resolución del microscopio. Estas son las zonas de estiramiento (Stretched zones).

Aunque el término estiramiento no describe en detalle los mecanismos de deformación plástica actuante, es el que se aplica actualmente en reemplazo de las denominaciones anteriores de "clivaje dúctil" o decohesión en planos de deslizamiento.

Las superficies de fractura originadas por deformación plástica pueden presentar rasgos adicionales a los mencionados, debido a otros mecanismos de deslizamiento, como el deslizamiento irregular que produce escalones irregulares, o nuevos escalones originados por la activación de nuevas familias de planos de deslizamiento.

Estas marcas características de la deformación plástica se suelen observar también sobre las paredes de las cavidades (dimples), y en las primeras etapas de la rotura dúctil rápida de materiales donde se han observado fisuras por otros mecanismos (fatiga, Fig. III.4). En las zonas de deformación más bien baja se observan escalones resultantes del deslizamiento en una familia de planos orientada favorablemente. Estos escalones pueden ser tanto rectos como curvilíneos y se denominan genéricamente curvas de deslizamiento (serpentine glide). En zonas más deformadas los escalones originales no se distinguen tan claramente y se observan las ondulaciones antes mencionadas (ripples). En las zonas más altamente deformadas las ondulaciones desaparecen, dando lugar a las zonas de estiramiento (stretching regions). En el caso particular de probetas pre-fisuradas por fatiga, se ha relacionado la extensión de estas zonas de estiramiento con la deformación plástica existente en el extremo de la fisura en el momento de producirse la fractura rápida.

3.1.3. Formación de cavidades elipsoidales

En las superficies de fractura dúctil suelen también observarse cavidades alargadas o elipsoidales, que son la intersección de cavidades más profundas con la superficie de fractura. Estas son las cavidades que nuclearon originalmente cerca de la superficie de frac-



Fig. III.4. Formación de ondulaciones y zonas de estiramiento en la zona de rotura rápida final (A) de una probeta de acero fatigada en laboratorio. Micrografía electrónica de transmisión de una réplica de doble etapa. $M=8000\times$.

tura, crecieron y se estiraron hasta alcanzar un tamaño mayor que el de las cavidades equiaxiadas tal como se esquematiza en la secuencia de la Fig. III.5.

En algunos casos es muy difícil distinguir los dos extremos de la misma en una misma micrografía. La longitud de estas cavidades depende de la relación entre la deformación normal al plano de ruptura y la deformación en el plano de fractura en las zonas adyacentes a las cavidades. Cuanto mayor es esta relación, más elongadas son estas cavidades, pudiendo alargarse hasta un factor 10. También la fricción entre dos superficies de fractura antes de su separación, pueden dar origen a cavidades elongadas que se confunden con las anteriores. Esta posibilidad fue demostrada al observarse cavidades alargadas en dos superficies pulidas previamente, formadas al romperse pequeñas zonas soldadas localmente por la fricción.

3.2. Fractura por clivaje

El clivaje es un mecanismo de fractura rápida, de baja energía, que se produce por la separación de planos cristalográficos bien definidos, característicos de la estructura. Por ejemplo, en la mayoría de los metales cúbicos de cuerpo centrado, los planos de clivaje son de la familia $\{100\}$. En materiales policristalinos las superficies de fractura originados por clivaje están constituidos por conjuntos de facetas planas, cada una de ellas correspondiente a un plano de clivaje en uno de los granos cristalinos. La reflectividad óptica de estas facetas sirvió durante mucho tiempo para caracterizar macroscópicamente una fractura frágil.

Pero el mecanismo de fractura por clivaje no indica necesariamente fragilidad del material. La rotura frágil de un componente dado puede ocurrir por mecanismos distintos del clivaje, así como ciertos materiales dúctiles pueden presentar superficies de clivaje en ensayos de tracción. Ejemplos del primer caso son el Mg y

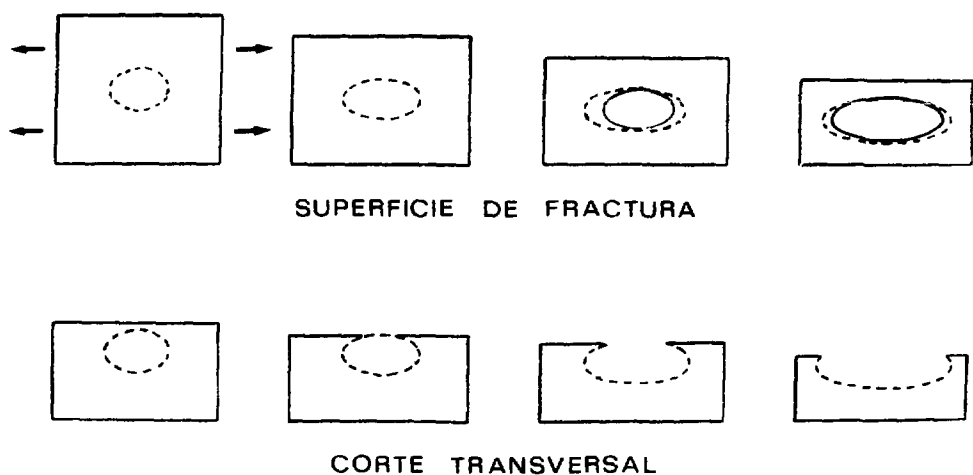


Fig. III.5. Esquema de la formación de cavidades elipsoidales alargadas. Una cavidad nucleada por debajo de la superficie de fractura crece con la deformación de la muestra, interacciona con la superficie, se abre y se alarga.

el Cd que presentan una transición dúctil-frágil en ensayos de tracción simple, pero que no fracturan por clivaje por debajo de la temperatura de transición. En el caso opuesto, pueden producirse fallas de baja energía en aceros de alta resistencia sin que se observe una tendencia al clivaje.

Las condiciones necesarias para que ocurra el clivaje dependen del material particular y del tipo de carga a la que está sometido. En general el clivaje puede ocurrir bajo las condiciones siguientes:

- Altas tensiones triaxiales
- Altas velocidades de deformación
- Bajas temperaturas.

En metales y aleaciones bcc y hcp se observa normalmente clivaje. Pero es más difícil observar fractura por clivaje en materiales fcc debido a la multiplicidad de los sistemas de deslizamiento, gran movilidad de dislocaciones y facilidad de cross-slip. Solo en ciertos casos pueden aparecer pequeñas facetas con los rasgos característicos del clivaje, y corresponden a fracturas inducidas por ambientes corrosivos. Este es el caso por ejemplo de la fractura al acero inoxidable 304 bajo tensión en atmósfera de hidrógeno.

Desde el punto de vista cristalográfico se debería esperar una superficie totalmente plana como resultado de una fractura por clivaje, de facetas perfectamente planas, dado que la separación se produce según planos cristalográficos. Pero las partículas de segunda fase, inclusiones, precipitados, bordes de grano, influyen sobre la propagación de una fisura de clivaje y alteran la regularidad de las facetas.



Fig. III.6. Superficie característica de la fractura por clivaje. Nótese la rotura a través de los granos cristalinos y los ríos de clivaje en las facetas. Probeta Charpy de un acero A 508 II de recipientes de presión. M=800 X.

Resulta así una superficie característica con rasgos fractográficos fácilmente identificables, en una microscopía electrónica, tal como se muestra en la Fig. III.6. En las secciones siguientes se describen con más detalle estos rasgos que caracterizan el clivaje, así como los procesos que los originan.

3.2.1. Ríos de clivaje - Escalones

Una rotura por clivaje avanza por medio de la propagación simultánea de fisuras sobre planos paralelos entre sí, correspondientes a una misma familia cristalográfica. Cuando estas fisuras se superponen o se aproximan suficientemente, se unen a través de un escalón. A medida que la fisura se propaga, los escalones se juntan formando escalones más pronunciados para minimizar la energía gastada. Observando en el microscopio electrónico, el aspecto del conjunto se asemeja al de los ríos de una cuenca, y por eso se denominan ríos de clivaje, Fig. III.7. Un conjunto de ríos dentro de un grano cristalino corresponde así a los escalones entre planos de clivaje pertenecientes a una misma familia cristalográfica. Los escalones son normalmente planos de clivaje de segundo orden y su altura está relacionada con el ángulo que forma el eje de tracción con los planos de clivaje del grano considerado. Cuando la fisura alcanza otro grano cristalino, cambia por lo tanto la geometría de los ríos. En el caso de un borde de grano de bajo ángulo los escalones pueden continuarse en el segundo grano. En cambio si la desorientación es mayor pueden formarse nuevos escalones, Fig. III.8. Los ríos de clivaje pueden también originarse en dislocaciones de hélice. En este caso la altura del escalón aumenta a medida que se propaga la fisura.

La formación de escalones se atribuye entonces a uno o más de los siguientes factores:

- Intersección del plano principal de clivaje con dislocaciones de hélice



Fig. III.7. Ríos de clivaje en la superficie de fractura frágil de un acero al carbono. Nótese la aparición de nuevos ríos cuando la fisura atravesó el borde de grano situado en la parte inferior. La flecha indica el sentido de propagación de la fisura. Micrografía electrónica de transmisión de una réplica de doble etapa. $M=8000\times$.

- Fisuración secundaria
- Fisuración secundaria en una interfase matriz-maclas
- Deformación y estrechamiento entre dos ramificaciones de la fisura principal.

Debido a que son varios los procesos que intervienen en la formación de escalones, se observa una gran variedad de formas de escalones y ríos de clivaje. Los escalones formados por fisuración secundaria o separación de una interfase matriz-maclas aparecen claramente definidas. Pero los escalones asociados a una gran deformación local, aparecen más gruesos y con menos detalles. La microestructura del material también influye en la forma de los ríos de clivaje. Por ejemplo en un acero 0.5 % C con estructura perlítica, la fisura se propaga en los planos de clivaje de la ferrita bcc a través de las colonias de perlita, Fig. III.9. En el mismo acero con estructura de martensita revenida, se nota en cambio, un conjunto de pequeñas facetas de clivaje que están relacionadas con las dimensiones de las agujas martensíticas.

Para mayor información sobre la topografía de las superficies de fractura en probetas de impacto de aceros de diferente resistencia puede consultarse el Metals Handbook, o más específicamente el trabajo de Irvine y Pickering (20).

Los escalones y ríos de clivaje son así característicos del proceso de fractura por clivaje. Una primera observación permite determinar inmediatamente la dirección local de propagación de la fisura, dado que los ríos de clivaje convergen en la dirección de propagación de cada grano cristalino. Solamente es necesario tener en cuenta que la dirección local de propagación no necesariamente coincide con la dirección macroscópica. En facetas vecinas pueden existir distintas direcciones, indicando que la propagación en un medio cristalino se produce a través de la fractura simultánea de

granos individuales en distintas direcciones. La resultante de estas fracturas individuales es la que constituye el frente de propagación de la fisura macroscópica.

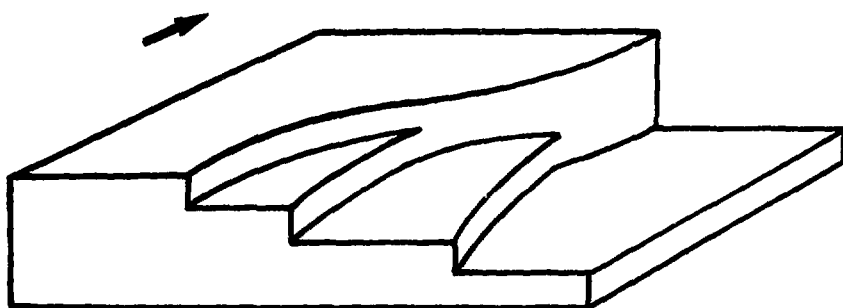
3.2.2. Elipses. Marcas paralelas

Otro rasgo asociado con una superficie de clivaje es la elipse o lengüeta, que es una saliente o depresión en el plano de fractura, de forma semielipsoidal que termina en un escalón abrupto, Fig. III.10. Es el resultado del clivaje localizado de pequeñas macas que se van formando por deformación plástica en el extremo de la fisura principal que se propaga. La existencia de estas elipses en una superficie confirma que en ciertos materiales la fractura por clivaje está efectivamente acompañada por procesos de deformación plástica. Existen actualmente claras evidencias que una elipse se origina cuando una parte de la fisura principal, propagándose en un plano del tipo $\{100\}$ se desvía hacia un plano $\{112\}$, a 35° del anterior, de una interfase matriz-macla. Un escalón abrupto se forma por deformación y fractura del ligamento entre las dos fisuras. La fisura continúa luego propagándose en el plano principal. Se han observado elipses de clivaje en aceros de bajo carbono y en aceros inoxidables 430, generalmente alineados a lo largo de una dirección cristalográfica definida, (21)(22).

También en otros casos de fractura por clivaje se suelen observar marcas paralelas de clivaje (herring-bone patterns). Se caracterizan por dos conjuntos de líneas paralelas formando 90° entre sí, Fig. III.10 y III.11.

El límite entre los dos grupos es una zona angosta, más bien plana, que bisecta el ángulo recto. Suelen aparecer también algunas elipses entre las líneas. La banda central corresponde a la propagación de la fisura en un plano del tipo $\{100\}$ en una dirección del tipo $\langle 100 \rangle$. Las marcas paralelas corresponden al clivaje en las in-

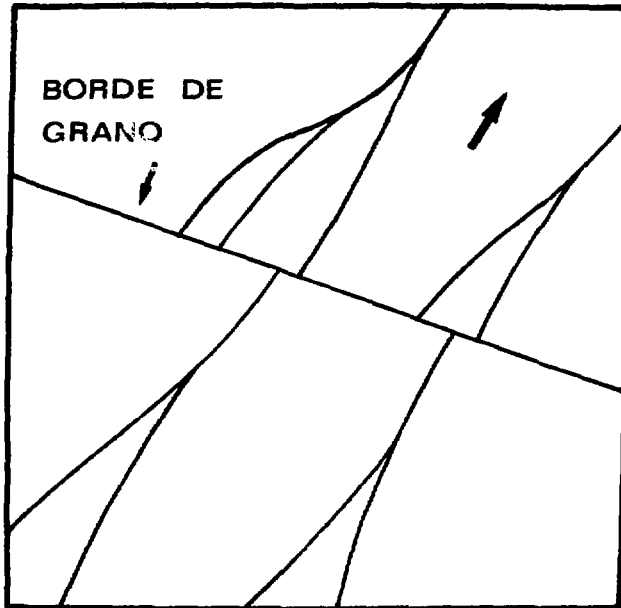
DIRECCION DE PROPAGACION



a

Fig. III.8.

- a) Avance de una rotura por clivaje. La fisura se propaga en un grano dado sobre distintos planos de una misma familia cristalográfica. Cuando estas fisuras parciales se superponen, se produce un escalón. Distintos escalones se van uniéndose luego y dan origen así a los ríos de clivaje.
- b) Al atravesar un borde de grano, un escalón puede dar origen a varios escalones, que se irán uniéndose con el avance de la fisura, formando nuevos ríos de clivaje. En ambas figuras la flecha indica el sentido de propagación de la rotura.

**b**

terfases de maclas $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$ con una cierta deformación plástica asociada. Ambos rasgos topográficos, elipses y espinas de clivaje, se originan en la intersección de la fisura principal con maclas de deformación.

3.2.3. Cuasi clivaje

Muchos materiales de alta resistencia fracturan por un mecanismo mixto de clivaje y coalescencia de microcavidades denominado cuasi clivaje. Por ejemplo en los aceros de estructura martensítica templados y revenidos, la orientación de los posibles planos de clivaje bien definidos, la superficie de fractura muestra facetas no tan bien definidas denominadas originalmente planos de cuasi clivaje, Fig. III.12. Aún cuando era claro que contenían ríos de clivaje, no fueron identificados en un principio como planos de clivaje, estrictamente. Recientemente se demostró que en aceros templados y revenidos estas facetas correspondían a planos cristalográficos del tipo $\{100\}$. Las facetas de cuasi clivaje están limitadas por bordes de desgarramiento y cavidades no muy profundas. Además Beachem (23) observó que la fractura se origina dentro de las facetas, existiendo así una diferencia con el proceso de clivaje en el cual la separación se origina en los bordes de los planos que clivan.

El cuasi clivaje puede presentarse también en materiales que normalmente no tienen planos activos de clivaje, como el Ni y el Al, o aceros inoxidable austeníticos, bajo medios corrosivos o estados de tensión triaxial. La fractura en estos casos se va produciendo por delante del frente de la fisura principal. A medida que aumenta la tensión las facetas producidas se van uniendo por procesos de desgarramiento y coalescencia de microcavidades. En cambio, en las fisuras por clivaje, no se observan bordes de desgarramiento entre los ríos de clivaje.



Fig. III.9. Superficie de fractura frágil de un acero 0,5% C con estructura perlítica. El clivaje se propaga a través de las colonias de perlita. Micrografía electrónica de transmisión. Réplica de doble etapa. $M=8000 \times$.

3.2.4. Mecanismos atómicos de clivaje

Las teorías de la fractura por clivaje se basan en modelos de nucleación de fisuras en las bandas de deslizamiento. Se considera que los obstáculos al deslizamiento de las dislocaciones, como bordes de grano, partículas de segunda fase, o maclas, provocan el apilamiento de dislocaciones. La concentración de tensiones asociada con estos apilamientos produce la iniciación de la fisura. Se han podido así formular criterios de fractura expresados en función del movimiento de dislocaciones, las tensiones que se le oponen, la microestructura y resistencia de un material policristalino dado. Estos criterios de fractura predicen correctamente la susceptibilidad de algunos materiales bcc y hcp a fracturar por clivaje. También fueron aplicados a materiales que presentan una transición frágil-dúctil. La relación obtenida entre la temperatura de transición y el tamaño de grano es consistente con los resultados experimentales. Otros modelos fueron formulados para predecir el efecto de la distribución de partículas de segunda fase y del tamaño de grano sobre la susceptibilidad del material a la fractura por clivaje. También se ha estudiado el proceso de clivaje desde el punto de vista de la rotura de las uniones atómicas entre planos cristalinos. Considerando que los planos de clivaje son planos de mínima energía superficial se ha podido predecir en muchos casos sus índices de Miller.

La fractografía ha mostrado la existencia de tres rasgos característicos en una superficie de clivaje:

- Ríos de clivaje
- Elipses
- Espinas de clivaje

Cada uno de estos rasgos ha sido estudiado en detalle, y los factores que los originan se conocen bastante bien. Mediante el análisis de estos rasgos se puede obtener información sobre el origen

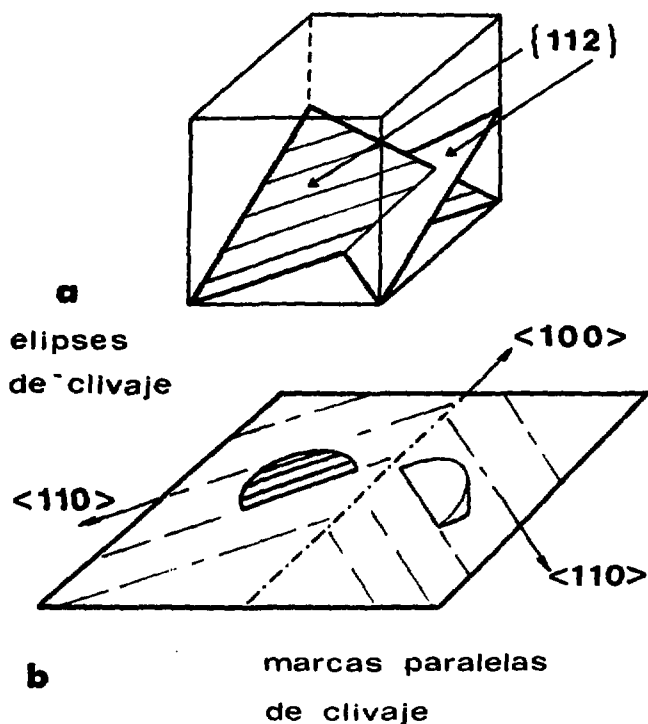


Fig. III.10 a) Formación de elipses de clivaje en estructuras cúbicas. La fisura principal que se propaga en un plano de tipo $\{100\}$ se desvía hacia un plano del tipo $\{112\}$ de la interfase matriz-micromacla.
 b) Formación de superficies de fractura con marcas paralelas de clivaje.

de la fractura dentro de cada faceta, la dirección local de propagación de la fisura y datos sobre la influencia de la microestructura en el proceso de fractura.

3.3. Fractura por fatiga

La fractura originada por una tensión cíclica es una falla muy común en componentes estructurales. El avance de una fisura por este proceso, denominado fatiga, deja marcas concéntricas definidas. Una observación a mayores aumentos de las superficies de fractura, tanto de componentes fallados como de probetas de laboratorio, muestra conjuntos de líneas paralelas que se denominan estrías de fatiga. Zappfe y Warden (24) fueron los primeros en observar las estrías características en muestras fatigadas. Otros investigadores continuaron estudiando luego los detalles de estas estrías en materiales estructurales. A partir de 1970 se desarrollaron las técnicas fractográficas de replicación para microscopía electrónica de transmisión, que permitieron observar la morfología de las estrías en metales bcc, fcc y hcp, y hasta polímeros amorfos. Se puso especial atención en correlacionar el número de estrías observadas en una superficie de fractura y el número de ciclos a los que fue sometida una muestra. Forsyth y Ryden (25) demostraron que cada ciclo de carga daba origen a una estría, y que la distancia entre estrías dependía fuertemente de la amplitud de la tensión. Fue establecido además que las marcas observadas macroscópicamente representaban etapas de la propagación de la fisura con miles de ciclos de carga cada una, y que efectivamente cada estría correspondía a la propagación del frente de fisura durante cada ciclo. También se comprobó que no siempre un ciclo de carga originaba una marca visible, y que la visibilidad de las estrías dependía de la ductilidad del metal y de la tensión aplicada en cada ciclo. Las estrías son más notorias en aleaciones de mediana dureza, y poco definidas e irregulares en metales dúctiles como el aluminio. En metales de alta dureza son más bien difusas y difíciles de individualizar. La microscopía electrónica mostró además que las estrías son cóncavas en la dirección de propagación local de la fisura, no necesariamente coincidente con la dirección de propagación macroscópica.

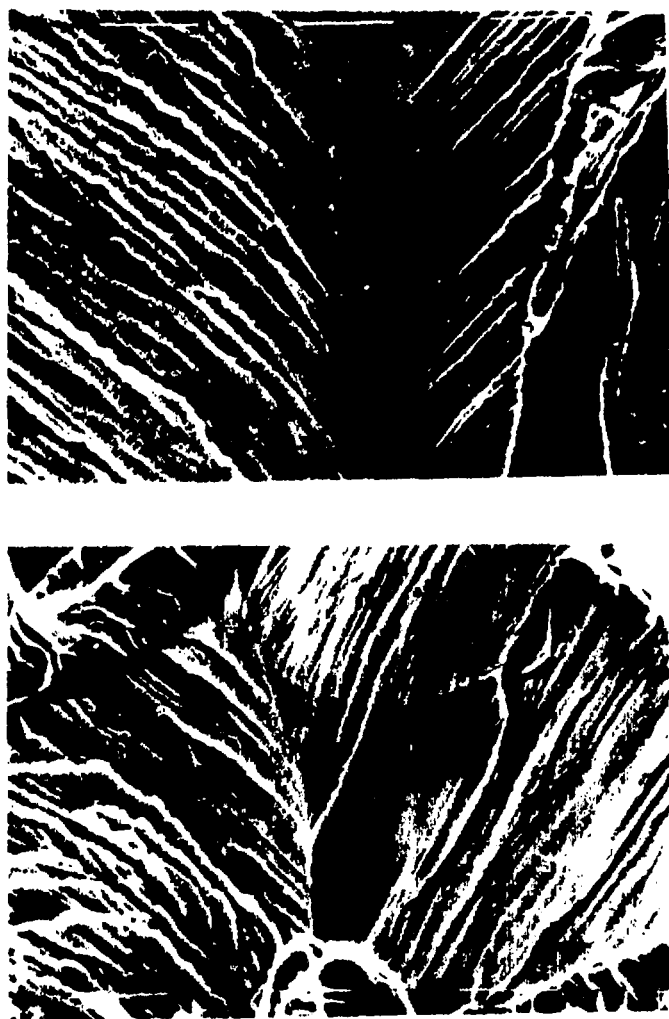


Fig.III.11. Marcas paralelas de clivaje en la superficie de fractura frágil de un acero ferrítico.

La propagación de una fisura por el mecanismo de fatiga se produce en tres o cuatro etapas, según cuales sean las tensiones aplicadas, la geometría de la muestra, y las propiedades mecánicas del material. La etapa I, de iniciación, se extiende sobre una pequeña porción de la superficie de fractura. La fisura continúa propagándose en la Zona II, de deformación plana, y finalmente en la zona de tensión plana (III). La etapa IV es la de fractura final.

Si el nivel de tensiones cíclicas es bajo, la etapa inicial corresponde a un tiempo apreciable de la vida del componente sometido a fatiga, aunque en este período la extensión de la fisura sea muy pequeña. Esta primer etapa se atribuye a una fractura originada en la repetición cíclica de los mecanismos de deslizamiento del material. La fisura resultante generalmente se extiende en los primeros 3 ó 4 granos cristalinos, en planos orientados a 45° del eje tensil. En cada grano la fractura sigue planos cristalográficos (no de clivaje por ejemplo los del tipo $\{111\}$ en aleaciones de Al, y se suelen observar bordes paralelos a la dirección de propagación, que corresponden a la intersección con planos de deslizamiento. No se observan en general estrías de fatiga en la etapa I. Además, cuanto menor es la amplitud del ciclo de fatiga, mayor es la extensión de la fisura en esta etapa.

La etapa siguiente es la de la propagación de la fisura bajo condiciones de deformación plana, y se caracterizan por la formación de estrías. Estas aparecen sobre zonas relativamente planas, normales a la máxima tensión de tracción, separadas entre sí por bordes de desgarramiento, ver Fig. III.13 (a) y (b). En fatiga de alto ciclo las estrías están más juntas y son más definidas. En cambio las estrías de fatiga de bajo ciclo son más bien anchas, espaciadas y no siempre continuas. En metales y aleaciones de alta resistencia las estrías no se forman. En otros casos la fractura de bajo ciclo se produce por un mecanismo de coalescencia de cavidades, con estrías visibles. Si la amplitud de la tensión cíclica es muy grande se observan las bandas estriadas (tire tracks). Se suelen observar



Fig. III.12. Aspecto típico de una superficie de cuasi-clivaje. La muestra es un acero AISI 415, con estructura de martensita revenida, templado y revenido. La fractura progresó a través de un grano austenítico primario. Las facetas no están en este caso tan claramente definidas como en el clivaje, debido a la alta distorsión de las placas de martensita. M = 400 X; escala: 10 μ .

en las pendientes más pronunciadas de la superficie de fractura, y se originan en el movimiento relativo y el impacto cíclico de una superficie de fractura contra la otra, o de alguna partícula libre entre las dos. Estas bandas no son estrías de fatiga propiamente dichas, pero indican ciertamente que la fractura se originó por un proceso cíclico.

3.3.1. Aspectos macroscópicos de una superficie de fractura por fatiga

La superficie de fractura de un componente fallado por fatiga es generalmente plana, sin evidencias de grandes deformaciones plásticas macroscópicas. Puede ser normal o estar a 45° respecto de la dirección de la tensión aplicada. En placas delgadas y chapas es más frecuente la inclinación a 45° , pero la orientación media depende de una serie de factores.

Si el espesor de la muestra o componente es grande comparado con las dimensiones de la zona plástica en el extremo de la fisura, la fractura se propaga en un plano normal a la tensión, bajo condiciones de deformación plana. Cuando la zona plástica es comparable al espesor de la muestra, caso de la última etapa antes de la fractura, la fisura se propaga en un plano a 45° respecto de la superficie libre y de la tensión aplicada, y comienza así la etapa III de la propagación, que se realiza bajo condiciones de tensión plana. Si inicialmente la zona plástica es grande respecto de las dimensiones de la muestra, la fisura se propaga inmediatamente en condiciones de tensión plana, sin pasar por la etapa II.

En el caso de componentes que tomaron un tiempo apreciable para fracturar por fatiga, se observan una serie de marcas características:

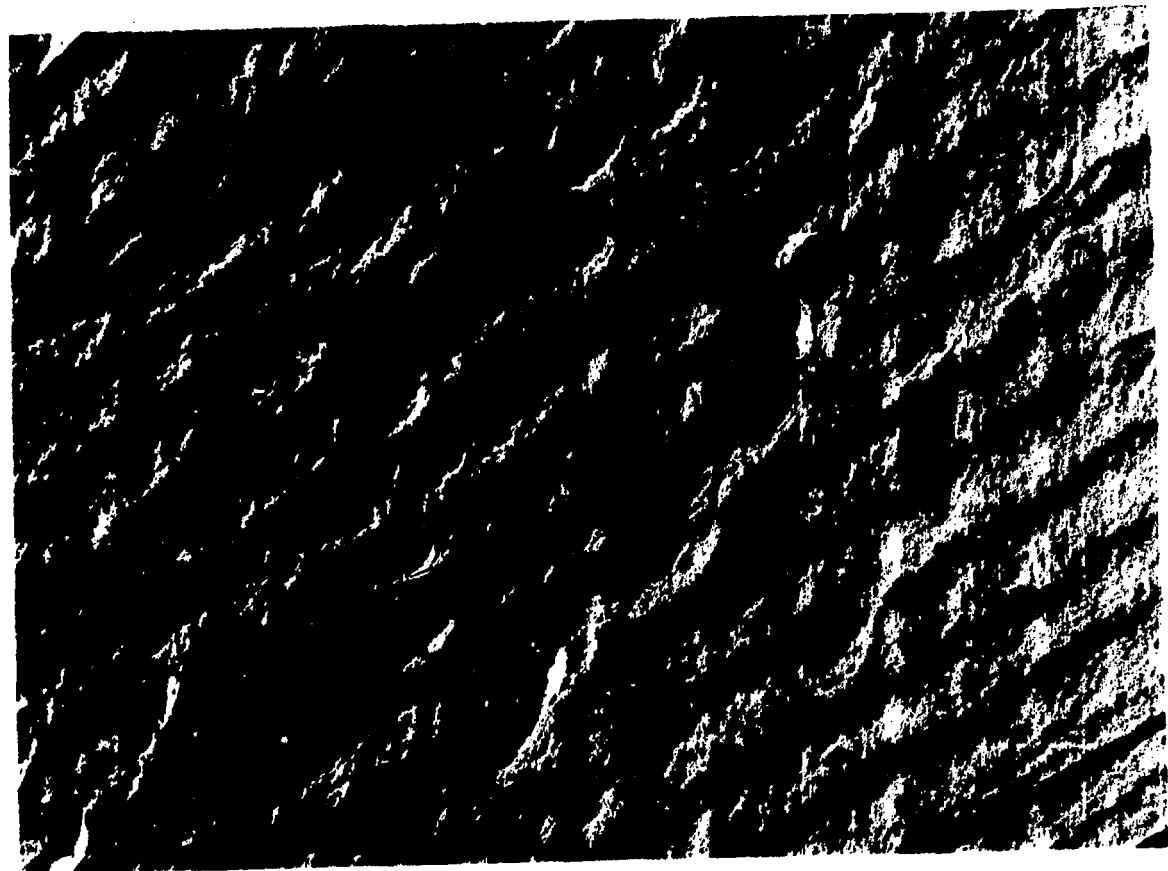


Fig. III.13.(a). Estrías de fatiga en una probeta de laboratorio, de acero ASTM A 106 grado B. El espaciado entre estrías es del orden de los $0,2 \mu$. Réplica de doble etapa observada en el microscopio electrónico de transmisión. $M = 64000 \times$.

- anillos concéntricos (clam shell)
- líneas de arresto (arrest lines)
- marcas de nivel (beach marks)

Estas marcas se originan en los distintos períodos en los cuales se propagó la fisura. Durante una detención temporaria de la fisura, la superficie fracturada hasta ese momento puede oxidarse o corroerse, y dar origen así a anillos concéntricos de distintos colores, indicando la manera intermitente de la fisuración por fatiga. En experiencias de laboratorio bajo tensiones cíclicas programadas se observan estas marcas y colores sobre las superficies de fractura. La detención momentánea del avance de la fisura origina una línea de arresto, y proviene de una variación de las cargas cíclicas.

3.3.2. Aspectos microscópicos de una superficie de fatiga - Forma y origen de las estrías

Las estrías de fatiga pueden presentar distintas formas. Forsyth hizo una primera distinción entre estrías dúctiles y frágiles. No están todavía bien determinadas las causas de esta diferencia, pero los dos tipos de estrías se asocian a propagación de fisuras en distintos medios. Las estrías de tipo "frágil" se observan en medios agresivos, y en cambio son de tipo "dúctil" en medios inertes. Variaciones más apreciables se producen en atmósferas corrosivas o medios oxidantes. En el caso de fatiga a altas temperaturas las estrías resultan completamente enmascaradas.

Diferentes mecanismos fueron propuestos para explicar el origen de las estrías según la posible correspondencia entre las dos superficies de fractura:



Fig. III.13.(b). Estrías de fatiga en una muestra de un tubo de acero inoxidable 304. El espaciado entre estrías es cercano a 1μ . Se notan también productos de corrosión. Escala: 1 micrón.

- Cresta - cresta
- cresta - valle
- ranuras separando zonas planas

En todos los casos, los primeros modelos no tomaban en cuenta la cristalografía, pero actualmente se relacionan siempre los mecanismos de formación de estrías con la naturaleza cristalográfica de las muestras. Por ejemplo, Laird propuso que las estrías deberían ser más simétricas si los granos cristalinos están correctamente orientados respecto de la distribución de tensiones en el extremo de la fisura. Si los planos de deslizamiento están orientados favorablemente, es de esperar la formación de estrías bien definidas, y todo lo contrario en el caso de una orientación no favorable al deslizamiento. Los grandes ángulos entre facetas que presentan estrías podrían así explicarse por la desorientación entre granos adyacentes, o por límites entre maclas. También se explicó la diferencia en la curvatura de diferentes aleaciones en función de las diferentes energías de fallas de apilamiento. Las estrías resultarían así más rectas cuando menor es la energía de las fallas, y menor la velocidad de propagación de la fisura.

Es claro actualmente que las estrías se forman como resultado de la distribución de tensiones en el extremo de la fisura. En el caso de los polímeros amorfos no existe restricción cristalográfica alguna para la deformación, las estrías se forman de acuerdo a las tensiones existentes, y se observan claramente en numerosas experiencias. En el caso de los materiales cristalinos existe una restricción en cuanto a los posibles planos de deslizamiento, y entonces se forman estrías solamente cuando el sistema de deslizamiento está convenientemente orientado respecto de las tensiones actuantes. Si el grano cristalino está orientado desfavorablemente, las estrías no aparecen, o en todo caso están poco definidas.

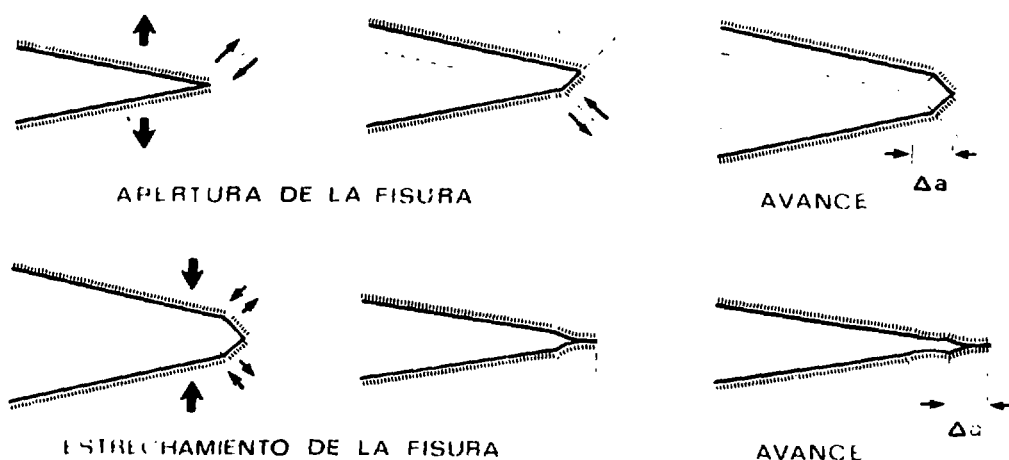


Fig. III.14. Esquema de uno de los mecanismos propuestos para la propagación de una fisura por fatiga. En el extremo de una fisura existente el material puede deslizarse sobre una familia de planos. La fisura se abre y simultáneamente aumenta su longitud. Luego puede ocurrir deslizamiento en otra familia de planos cristalográficos. Durante la parte creciente del ciclo de tensión la fisura se propagó una distancia Δa . Durante el ciclo de relajación la fisura se cierra. El proceso se repite durante el ciclo siguiente de la fatiga.

En la Fig. III.14 se muestra esquemáticamente uno de los mecanismos propuestos para explicar la propagación de una fisura por fatiga, y la formación de estrías asociada. La gran concentración de tensiones en el extremo de una fisura, puede provocar el deslizamiento del material sobre una familia de planos en la cual las tensiones de corte son máximas. La fisura entonces se abre y simultáneamente incrementa su longitud. Luego puede ocurrir deslizamiento en otra familia de planos cristalográficos. El endurecimiento por trabajado activa finalmente otros planos de las dos familias, y el extremo de la fisura toma una forma redondeada. Durante la parte creciente del ciclo de fatiga la fisura se propagó una distancia Δa . Durante la siguiente relajación de la carga la zona elástica se contrae, y la zona plástica no puede acomodarse a la nueva configuración. Entonces la fisura se cierra y la misma vuelve a tener su extremo agudo. Esta apertura y cierre cíclico de la fisura da origen a un sistema de franjas, una por cada ciclo de fatiga. El espaciado entre franjas es una medida de la velocidad de propagación. Los valores típicos están comprendidos entre 0.5 y 5 micrones.

A partir de la observación de las estrías de fatiga se puede obtener una valiosa información cuantitativa sobre algunos parámetros que caracterizan la propagación de la fisura. En primer lugar, como cada estría representa la posición del frente de la fisura en cada etapa de la fractura, interesa conocer la relación entre la velocidad de propagación con alguna magnitud que represente el estado de tensiones en el extremo de la fisura. Se encontró que para cargas constantes el espaciado entre estrías aumenta al aumentar la longitud de la fisura. De la misma manera otras experiencias mostraron la relación directa entre el espaciado entre estrías y la amplitud de la carga. Dado que el factor de intensidad de tensiones K_I depende de la tensión σ y de la extensión de fisura "a", y caracteriza el estado de tensiones en el extremo de la fisura, es de esperar una dependencia directa entre la velocidad de propagación

de la fisura y la máxima variación ΔK durante cada ciclo de fatiga. Esta proposición fue comprobada experimentalmente, y además se encontró un acuerdo razonable entre las velocidades de propagación medidas macroscópicamente y las velocidades microscópicas determinadas a partir del espaciado entre estrías. También se comprobó recientemente que el espaciado entre las estrías depende del valor máximo K_{Imax} del factor de intensidad de tensiones.

A medida que crece la fisura hasta el tamaño crítico, se comienzan a formar cavidades entre las distintas mesetas estriadas. La aparición simultánea de cavidades y estrías en una misma superficie de fractura explita la falta de coincidencia entre las velocidades macroscópicas de propagación, y las obtenidas a partir del espaciado entre estrías, especialmente a altas velocidades. La velocidad macroscópica es en realidad la resultante del proceso de fatiga responsable de las estrías y del proceso de desgarramiento con formación de cavidades.

Algunas características de una superficie de fractura pueden confundirse con las estrías de fatiga. Ya se han mencionado las bandas estriadas (tire tracks) y las ondulaciones (ripples). Las ondulaciones pueden cruzarse en algunas partes de la superficie de fractura, cosa que no sucede con las estrías de fatiga. En aleaciones que tienen una estructura laminar o regularmente espaciada, la superficie puede presentar rasgos semejantes a estrías, como es el caso de un eutéctico. Cuando la tensión cíclica aplicada tiene una componente de compresión, se suelen observar marcas de frotamiento que no son estrías de fatiga propiamente dichas, pero que indican un mecanismo cíclico de fractura. Otros rasgos que pueden confundirse con estrías de fatiga son:

- Estructuras perlíticas (Ver Fig. III.9)
- Escalones regulares en estructuras
- Marcas provenientes del arranque de la primer réplica de plástico.

En la etapa III, propagación bajo condiciones de tensión plana, la superficie de fractura contiene cavidades elongadas sobre los planos de máxima tensión de corte, a 45° del plano principal de fractura, pocas estrías visibles, y zonas en las cuales la fricción de las dos superficies enmascara prácticamente todo detalle fractográfico. También se observó en esta etapa que el ancho de estas cavidades no variaba aún para variaciones grandes del factor de intensidad de tensiones. Aún cuando las velocidades de propagación macroscópica aumentaban en 2 órdenes de magnitud, el ancho de las cavidades permanecía constante. Se concluyó también de estas experiencias, que la velocidad macroscópica está más bien asociada a la formación de un mayor número de cavidades.

3.3.3. Otros factores que influyen sobre la fractura por fatiga

Aún cuando está bien establecida la dependencia de la fractura por fatiga con el factor de intensidad de tensiones, otros factores afectan la vida útil de un componente y deben ser tenidos en cuenta:

- Tensión máxima del ciclo de fatiga
- Tensión promedio del ciclo de fatiga.
- Frecuencia de la tensión cíclica
- Efecto de las cargas previas.

Respecto del último caso, es un hecho conocido que las cargas previas aplicadas a un material influyen sobre su comportamiento posterior a la fatiga. El crecimiento macroscópico es más lento cuando en la secuencia de carga cíclica se aplican picos de tensión aislados.

También se ha comprobado que el espaciado entre estrías es mayor inmediatamente después de cada pico de carga, aún cuando el factor de intensidad de tensiones vuelva a recuperar su valor inicial. Se atribuye este hecho a un endurecimiento por trabajado por delante del frente de fisura producido por el pico de tensión.

Este efecto de superposición de picos de carga fue estudiado por numerosos autores. Un pico de carga se considera positivo cuando es mayor que la máxima carga del ciclo, y negativo si es menor que el valor mínimo del ciclo de fatiga. La introducción de un pico positivo en general influye favorablemente en la vida de un componente sometido a fatiga, pues la propagación de la fisura de fatiga después de cada pico es fuertemente retardada o incluso frenada. Este retardo fue atribuido a tensiones residuales de compresión en la zona plástica por delante del extremo de la fisura, debidos al pico tensil. Si este pico positivo es seguido de un pico negativo el retardo casi no es perceptible, es decir que el efecto del pico negativo es el de reducir las tensiones residuales de compresión. También se observó que bajo carga cíclica uniforme, un cambio de la tensión máxima (amplitud) de σ_1 a σ_2 producía:

- Aceleración del avance de la fisura, si $\sigma_1 < \sigma_2$

- Retardo, si $\sigma_1 > \sigma_2$

Diversos modelos fueron propuestos para explicar estas observaciones, como por ejemplo el de considerar un redondeo del extremo de la fisura debido a las grandes deformaciones, como el causante del retardo en la propagación de la fisura.

3.3.4. Efectos de un medio corrosivo

Los efectos de los medios corrosivos sobre el comportamiento de los materiales frente a la fatiga se han estudiado sistemática-

mente a partir de las primeras observaciones de Haigh en 1917 quién observó que la duración de componentes de bronce o latón sometidos a fatiga, era fuertemente influida por el medio ambiente.

En aleaciones de Al la vida útil se reduce y se acelera la propagación de fisuras si el componente está en un medio acuoso o vapor de agua. Por ejemplo, en experiencias de fatiga realizadas en aire, una aleación de Al-7,5% Zn - 2.5 % Mg mostraba solamente estrías dúctiles en su superficie y su vida útil era mayor que en el caso de la misma experiencia realizada en una solución acuosa de NaCl. En este último caso se observaron estrías de fatiga tipo frágil.

1. Aire seco, como referencia. Mínima velocidad de propagación de la fisura.
2. Aire con 90 % de humedad, a 25°C
3. Agua destilada
4. Agua con 3.5 % NaCl- Velocidad de propagación ligeramente menor que en el caso anterior.
5. Fluído hidráulico-Velocidad menor que en los tres casos anteriores.

} Máxima velocidad de propagación

Se observó también en estas experiencias que el efecto de un medio era más apreciable al comienzo de las experiencias, cuando los factores de intensidad de tensiones eran menores. Las velocidades iniciales de propagación resultaron en algunos casos hasta 5 veces mayores, hecho que es de suma importancia puesto que una apreciable parte de la vida útil de un componente corresponde a estas primeras etapas. En la última parte de la propagación de la fisura, correspondiente a altos factores de intensidad de tensiones, las

velocidades de propagación tendían a ser similares en todos los casos ensayados, indicando que los factores mecánicos eran los dominantes enmascarando los posibles efectos del medio ambiente. La fractografía mostraron que las superficies de fractura correspondientes a ensayos en aire seco, aparecían estrías dúctiles en casi toda su extensión. En cambio en los medios húmedos (2) y (3) solamente algunas zonas presentaban estrías útiles, y las restantes mostraban paredes frágiles del tipo de clivaje con marcas de arresto de fisuras. En los casos (4) y (5) se observaron productos de corrosión y estrías tanto dúctiles como frágiles. Se concluye entonces que la propagación con formación de estrías frágiles es más rápida que la propagación por estrías dúctiles a igualdad de condiciones fractomecánicas. No están todavía claros los detalles de ambos mecanismos, pero parecería ser una característica común a las aleaciones de aluminio, es decir que los cambios en el modo de fractura (estrías dúctiles o frágiles) están asociadas a diferentes velocidades de propagación.

La aceleración del crecimiento de fisuras en un medio también fue comprobada en aceros ensayados en atmósfera de hidrógeno seco. El modo de fractura resultó en este caso transgranular, con evidencias de estrías frágiles similares al aluminio ensayado en medios húmedos. Este mismo acero ensayado en hidrógeno húmedo mostró estrías dúctiles.

Otro caso de variación del modo de fractura en función del medio, fue observado en un acero AISI 4340 tratado térmicamente para obtener alta resistencia. El crecimiento de fisuras fue mucho menor en aire seco que en aire húmedo. La fractura fue transgranular en aire seco, con algunas estrías visibles, mientras que en aire húmedo fue intergranular siguiendo los bordes de granos primarios.

4. FRACTURA INTERGRANULAR

La fragilización intergranular de los metales puede ocurrir como resultado de un conjunto de procesos que afectan directamente al límite de grano y que hacen de éstos las regiones más débiles de la estructura cristalina. En estas condiciones la fisura puede nuclear y propagarse rápidamente a lo largo de las superficies intergranulares, dando lugar a una morfología fácilmente identificable por el aspecto facetado de la superficie revelada por las formas exteriores de los granos cristalinos. En la Fig. IV.1. (ref. (26) se muestran dos ejemplos de este tipo de fractura correspondientes a dos aleaciones comerciales de AlMgSi (6063 y 6005) donde se puede observar la morfología de granos y regiones de fractura dúctil.

Macroscópicamente la fractura intergranular se presenta en general como una superficie brillante, a diferencia de la fractura dúctil que se opaca, aunque el brillo puede ser menor que la fractura por clivaje. Desde el punto de vista fractomecánico, se trata de un mecanismo de baja energía y por lo tanto igual que la fractura por clivaje está asociada a materiales frágiles.

4.1. Modos de fractura intergranular

Entre los distintos tipos de fractura intergranular se pueden distinguir dos casos típicos que se diferencian macroscópicamente por la morfología de la superficie de grano. Cuando la fractura se produce por decohesión de los granos cristalinos y la superficie de grano es totalmente lisa sin revelar ningún tipo de detalles morfológicos ni evidencias de deformación plástica alguna, se trata de fractura intergranular frágil. Tales ejemplos suelen presentarse en casos de fragilización por absorción de hidrógeno, corrosión bajo tensiones o segregación de un producto frágil que fractura sin dejar marcas fractográficas. En la Fig. IV.2. se muestra la fractura

grafía de un alambre de tungsteno calentado a muy alta temperatura por el pasaje de corriente eléctrica y en las Figs. IV.3. y IV.4. el aspecto de la fractura de un tubo de aleación de AlZnMg (AA7005T53) fisurado espontáneamente por corrosión bajo tensiones. En ambos casos las superficies de grano son totalmente lisas salvo alguna inclusión o algún precipitado grueso, sin presentar rastros de otros productos que puedan asociarse con el proceso de fractura.

Por otro lado existen numerosos casos en los que la superficie de fractura muestra evidencias de haber sido el resultado de un mecanismo de nucleación y crecimiento de microvoids asociados a la precipitación intergranular, dando lugar a la formación de pequeñas microcavidades que cubren totalmente la superficie de grano. Este modo de fractura, referido frecuentemente como fractura intergranular dúctil se ilustra en la Fig. IV.3. que corresponde a la fractografía de una aleación de AlMgSi (AA6063T6) con templado a la salida de prensa de extrusión. A continuación se detallan los procesos más corrientes que pueden promover la fragilización intergranular de los metales y posteriormente se analizan en detalle algunos de ellos.

- Precipitación en borde de grano
- Corrosión bajo tensiones
- Absorción de hidrógeno
- Revenido de aceros aleados
- Fragilización por alta temperatura
- Estados de tensiones triaxiales.

4.2. Fragilización por precipitación en borde de grano

Como se ha mencionado en el párrafo anterior existen numero-

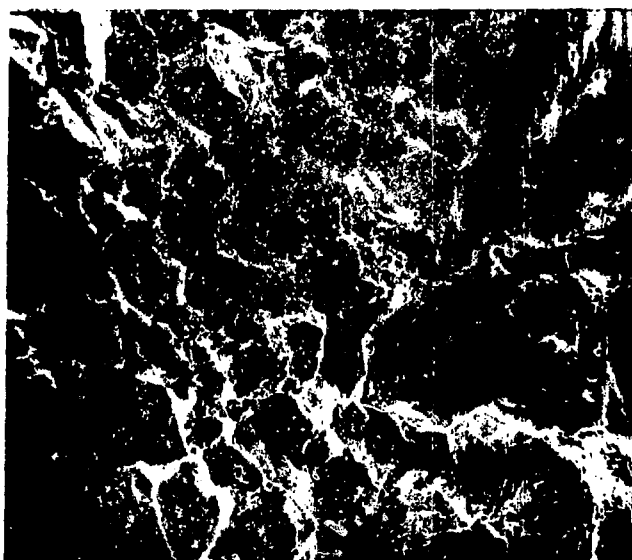
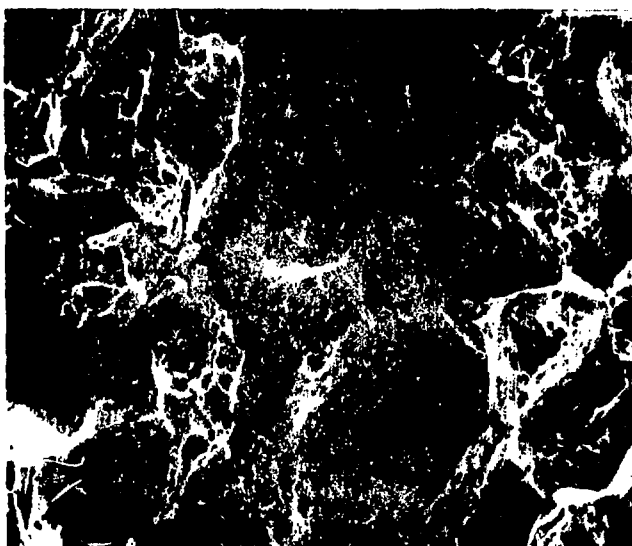
**a****b**

Fig. IV.1. Fractura intergranular de aleaciones de aluminio mostrando la morfología de granos y regiones de fractura dúctil (cavidades).

a) Aleación AA6063 T6 - 200 X

b) Aleación AA6005 T6 - 300, ref. 1262

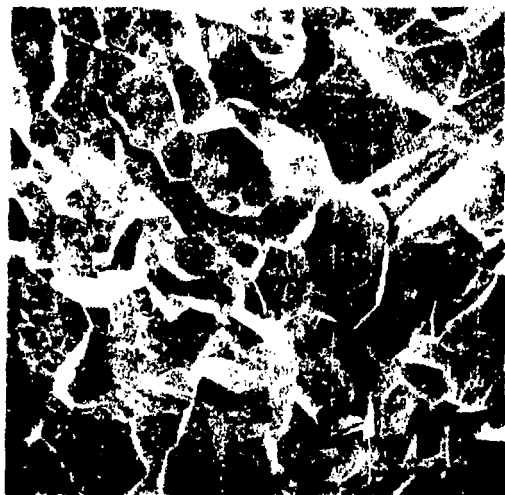
Los materiales en los que la fractura puede estar asociada a la precipitación intergranular, entre los cuales se pueden mencionar las aleaciones termoenvejecibles de aluminio y las aleaciones austeníticas de FeCrNi.

Para lograr un buen entendimiento de la fragilización por precipitación en borde de grano es preciso tener en cuenta que el proceso de segregación intergranular va necesariamente acompañado de una modificación de la composición química de la matriz en las vecindades de los límites de grano definiendo una región muy estrecha empobrecida en átomos de soluto.

En los aceros austeníticos de CrNi, por ejemplo, la precipitación de carburos de cromo en borde de grano induce a una desestabilización de la austenita en las zonas adyacentes, empobrecidas en Cr y C, las cuales pueden transformarse en martensita durante el enfriamiento. Como las zonas transformadas son mucho más duras que la matriz la aparición de la martensita tiene un marcado efecto fragilizante que se puede evitar solo con un correcto tratamiento térmico.

En las aleaciones termoenvejecibles de aluminio a su vez, el empobrecimiento de átomos de soluto alrededor de los límites de grano inhibe el crecimiento de la fase de endurecimiento en una región muy estrecha, que puede tener entre 0.1 y 0.5 μ de espesor. Estas regiones libres de precipitado o "precipitation free zones" (PFZ) son regiones mecánicamente más débiles que la matriz y por lo tanto juegan un papel fundamental en el mecanismo de fractura de estas aleaciones.

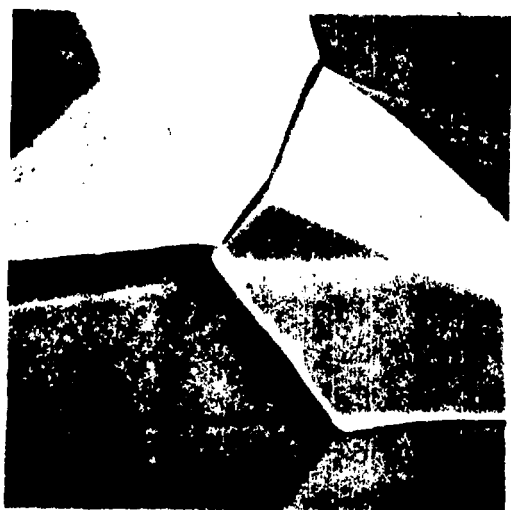
La fragilización por precipitación en borde de grano depende de diversos factores estructurales como : a) Tamaño y forma de grano; b) Propiedades mecánicas de la matriz; c) Distribución, tamaño y forma de los precipitados y d) Características de la interfase



a



b



c



d

Fig. IV.2. Fractura intergranular

Filamento de tungsteno calentado a alta temperatura por pasaje de corriente eléctrica. Las superficies de grano son totalmente lisas sin presentar detalle alguno que pueda asociarse con el proceso de fractura.

- a) 200 X c) 3000 X
b) 1000 X d) 3000 X

precipitado/matriz. En general la precipitación intergranular está formada por precipitados duros, que ante una sollicitación mecánica no acompañan la deformación plástica de las zonas libres de precipitado (PFZ), sin romperse o separarse por decohesión. El resultado es en definitiva la activación de un mecanismo de nucleación y crecimiento de "voids", similar a lo que sucede en fractura dúctil, dando lugar a la formación de numerosos dimples cubriendo la superficie de grano, cuyo aspecto depende del tamaño y distribución de la precipitación intergranular: se observa que a mayor densidad de precipitados tanto menor es el tamaño y profundidad de las microcavidades como el espesor de la zona deformada, y por lo tanto menor es la energía de propagación asociada. A su vez cuanto mayor es el área ocupada para una misma densidad de precipitación tanto más evidente es el aspecto frágil de la superficie. En la Fig. IV.4. se muestra esquemáticamente distintas morfologías posibles de superficies de fractura en función de la distribución y tamaño de la precipitación (2).

Las fractografías de la Fig. IV.5. corresponden a una aleación de AlMgSi (AA6063) templada en agua y aire calmo, respectivamente, desde la temperatura de solubilización. Las fractografías muestran en efecto la estrecha correlación existente entre la morfología de los microdimples y la estructura de precipitación en borde de grano. En la probeta templada en agua la precipitación es sumamente fina y consecuentemente los microdimples son muy pequeños, con tamaños que apenas alcanzan 0.5μ . En cambio en la probeta enfriada lentamente en aire donde la precipitación es gruesa y abundante, las cavidades son grandes y profundas alcanzando un tamaño de hasta 10μ .

No es poco frecuente observar también variaciones sistemáticas del tamaño y densidad superficial de las microcavidades cuando coexisten precipitados de diferente distribución y tamaño. Este efecto se puede observar, por ejemplo, en las distintas caras de un mismo grano correspondientes a orientaciones cristalográficas distintas.

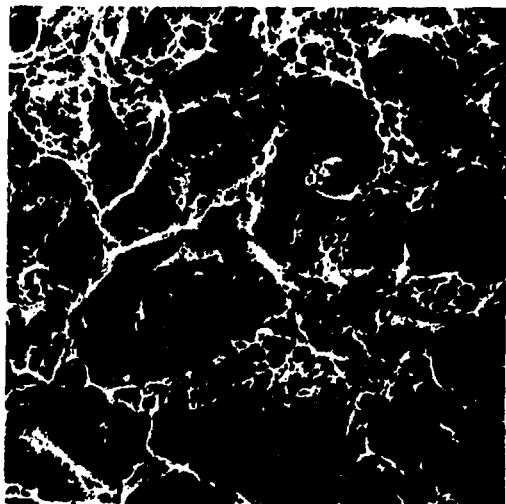
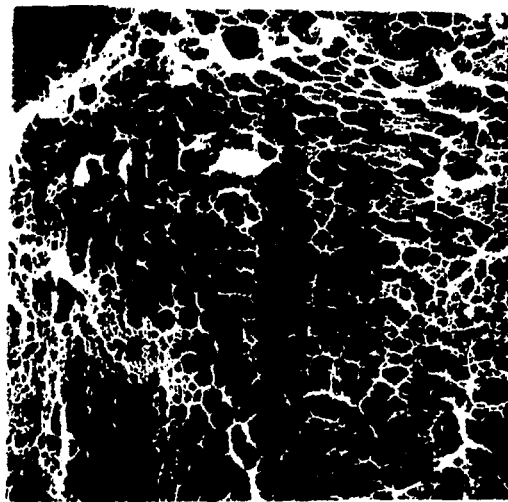
**a****b**

Fig. IV.3. Fractura intergranular de una aleación AA6063 T6 templada a la salida de prensa.

Las superficies de grano están totalmente cubiertas por pequeñas microcavidades asociadas a la precipitación intergranular.

a) 200 X

b) 1000 X

A continuación nos referiremos brevemente a los mecanismos de la fractura en las aleaciones termoenvejecibles de aluminio (ref. 28, 29).

En el estado de máxima dureza, estado T6, la nucleación de la fisura se produce por concentración de tensiones en los puntos triples de unión intergranular debido a la deformación por deslizamiento de granos vecinos a lo largo de la zona libre de precipitado, Fig. IV.6.(a). En este caso la apariencia intergranular de la fractura en general es muy evidente, puesto que los granos se separan como bloques individuales sin presentar efectos de deformación plástica transgranular.

En aleaciones de menor resistencia mecánica, bajo contenido de aleantes o en el estado subenvejecido, el mecanismo de nucleación de la fractura es diferente, estando directamente asociado a la interacción de bandas de deslizamiento transgranular con el límite de grano, Fig. IV.6.(b). En el estado subenvejecido específicamente, las partículas de la fase de endurecimiento son muy pequeñas y guardan una relación de coherencia cristalográfica con la matriz de aluminio. En estas condiciones las dislocaciones en movimiento pueden cortar estas partículas destruyendo su efecto endurecedor, lo cual conduce a una concentración de la deformación en bandas de deslizamiento. Cuando el nivel de tensiones concentradas en el límite de grano supera un nivel crítico entonces puede producirse la nucleación de la fisura intergranular. Este proceso conduce a una morfología típica de la superficie de fractura caracterizado por la aparición de distintos conjuntos de escalones, cuyas orientaciones dependen de los distintos sistemas cristalográficos de deslizamiento que hayan sido activados. En la Fig. IV.7. se muestra un ejemplo de esta morfología correspondiente a una aleación 6063 en estado subenvejecido.

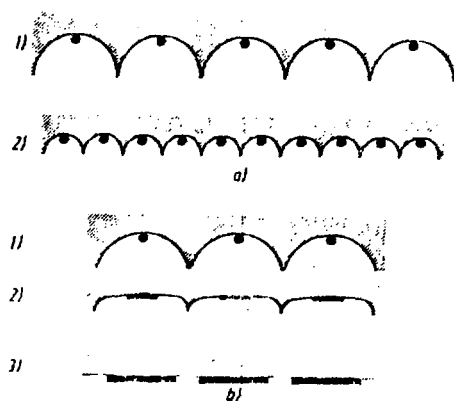


Fig. IV.4. Representación esquemática de las superficies de fractura intergranular y su correlación con la precipitación en borde de grano.

a) Distintas densidades de precipitación de igual tamaño.

b) Igual densidad de precipitados de tamaños diversos (ref.2)

4.3. Fragilización por revenido

La fragilización por revenido es un fenómeno que consiste en la pérdida de tenacidad de los aceros como resultado de un enfriamiento lento entre 300 y 600 °C después de un tratamiento térmico a temperaturas mayores de 600 °C. Históricamente se sabe que la técnica de templar el material después del revenido para suprimir la fragilidad era una práctica conocida desde fines del siglo pasado. La experiencia ha demostrado además que el fenómeno efectivamente es reversible, es decir un tratamiento térmico por encima de 600 °C seguido de un rápido enfriamiento permite recuperar la tenacidad del material sensibilizado.

El fenómeno se puede poner de manifiesto mediante ensayos de fractura por impacto de probetas entalladas en función de la temperatura de revenido, como se muestra en la Fig. IV .8. para el caso del acero 4140. Se observa que la energía absorbida crece inicialmente con la temperatura de revenido, pero presenta una fuerte caída con un mínimo a los 330 °C, que se recupera posteriormente a partir de los 425 °C.

Los aceros que fragilizan por revenido son en general aceros aleados de baja o media aleación con tendencia a la precipitación de carburos a temperaturas comprendidas entre 375 y 575 °C aproximadamente. El Mn, Ni y Cr acentúan la tendencia a la fragilización, pero es necesaria la presencia de otros elementos como Sb, P, Sn y As, pues es la combinación de estas impurezas con aquellos elementos que resulta finalmente la sensibilidad al revenido. El Mo como elemento aleante disminuye la tendencia a la fragilización, pero no la elimina totalmente.

El efecto más importante sobre las propiedades mecánicas de la fragilización por revenido es el corrimiento de la temperatura de transición frágil-dúctil hacia temperaturas mayores. Ensayos convencionales de fractura por impacto (Charpy notch impact test) per-

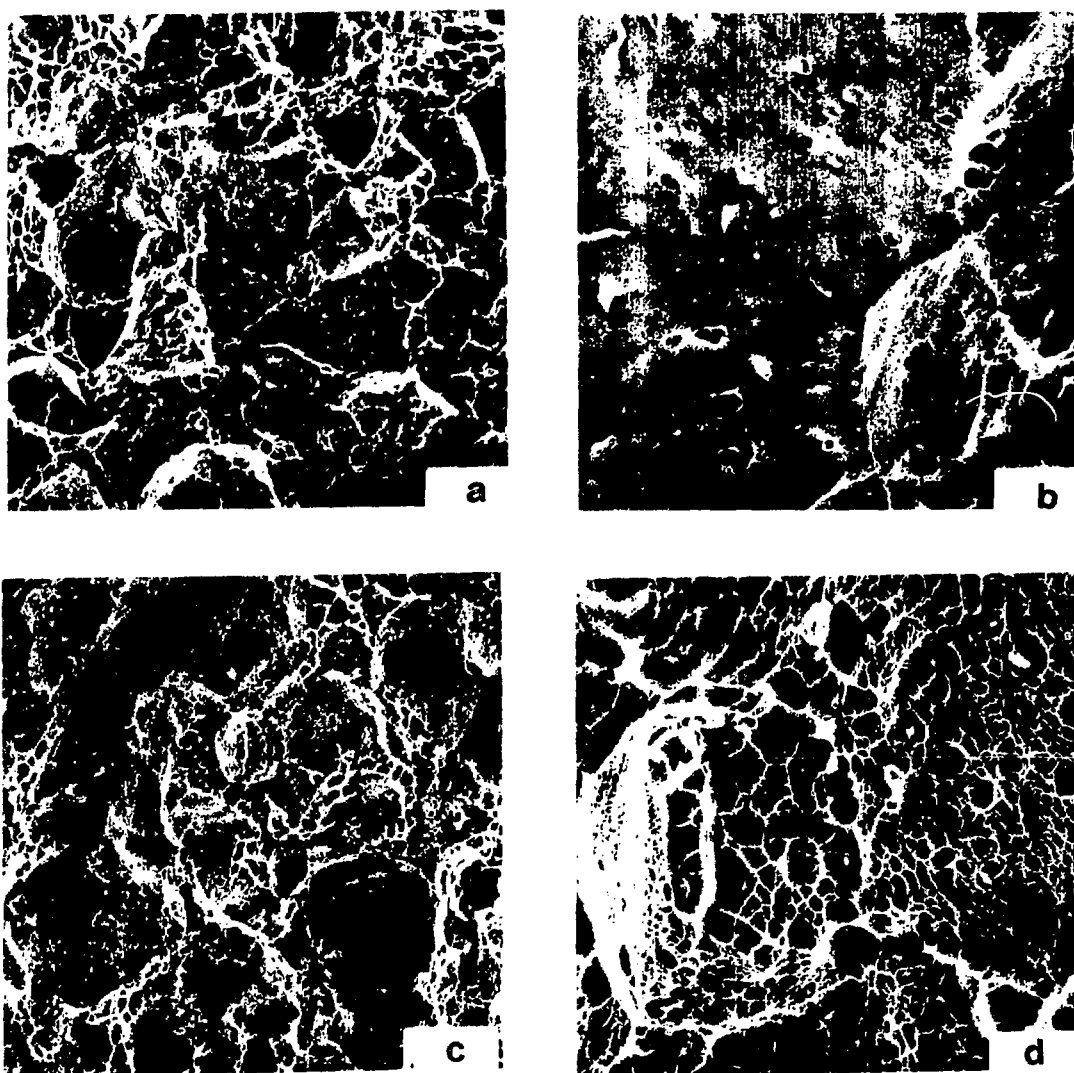


Fig. IV.5. Correlación entre la morfología de microcavidades y la precipitación intergranular. Aleación AlMgSi (AA6063).
 (a) (b) Templada en agua, 300 X, 1000 X
 (c) (d) Templada en aire calmo, 300 X, 1000 X.

miten detectar efectivamente la sensibilización del material. Así por ejemplo, para aceros al cromo-níquel con niveles corrientes de fósforo y estaño mantenidos 1000 hs temperaturas de máxima fragilización, la elevación de la temperatura de transición es del orden de 200 a 300 °C. Pero es muy importante destacar que en general no hay efectos detectables en probetas sin entalla sometidas a un ensayo de tracción, que se manifiesten en la tensión de fluencia, el alargamiento o la reducción de área del material.

El crecimiento de la temperatura de transición debido a la fragilización por revenido va acompañada de un cambio del mecanismo de fractura de un modo dúctil transgranular a modo frágil, totalmente intergranular. El grado de fragilización crece rápidamente al principio con el cuadrado del tiempo de tratamiento a alta temperatura. Debido a este rápido crecimiento inicial no es posible evitar cierto grado de fragilización en piezas forjadas o coladas de gran tamaño en las cuales las velocidades de enfriamiento desde alta temperatura son siempre limitadas.

Lo que es realmente sorprendente es que la transición dúctil-frágil no está asociada a ninguna transformación de fases detectable por métodos convencionales, sino solo a una segregación de impurezas disueltas en la ferrita (estaño y fósforo), en los límites de grano de la austenita de alta temperatura. Esta zona de segregación tiene un espesor de solo algunas capas atómicas sobre el borde de grano habiendo sido detectada con técnicas especiales de análisis de superficies, como es la espectroscopía Auger.

De aquí surge que uno de los medios principales para reducir la fragilización por revenido es el estricto control de las impurezas de Sn y P en la fabricación de estos aceros, por debajo del rango 0.005-0,01 %. Por otro lado, se ha comprobado también que la segregación en borde de grano es reversible con un tratamiento térmico a alta temperatura, por encima de 600 °C, lo cual permite recuperar

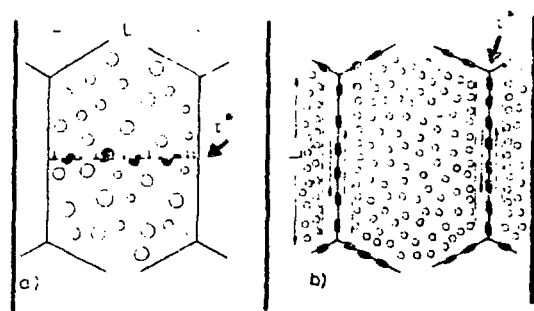


Fig. IV.6. Mecanismo de deformación y nucleación de la fisura: a) deformación transgranular, b) deformación intergranular, (ref. 27).

la tenacidad del material sensibilizado, luego de un enfriamiento por debajo de los 300 °C.

4.4. Fractura intergranular a alta temperatura

Si bien a temperaturas relativamente bajas, inferiores a la mitad de la temperatura de fusión en escala absoluta, los materiales en general pueden fallar por fractura transgranular a fractura intergranular, según los casos, a altas temperaturas sin embargo los metales tienen una tendencia sistemática a romper por fractura intergranular, donde el esfuerzo de corte en el límite de grano (grain boundary shearing) juega un papel fundamental, (29).

La fractura intergranular a alta temperatura tiene características muy variadas dependiendo del material y de las condiciones del ensayo. Existen no obstante dos formas bien definidas con características típicas observadas corrientemente que son las siguientes:

a) Formación de cavidades o cracks en forma de cuñas en las uniones triples de límite de grano. Fig. IV.9. (a).

b) Formación de poros ovalados a lo largo de los límites de grano. Fig. IV.9. (b).

Actualmente se acepta que la fractura final del material se produce debido a un proceso de nucleación y crecimiento de estas cavidades cuya formación es activada por un mecanismo de deslizamiento intergranular, o también eventualmente por condensación de vacancias.

En la Fig. IV.10. se muestra esquemáticamente el proceso de formación de "cuñas" de acuerdo al modelo propuesto por Zener. Bajo la acción de una sollicitación mecánica exterior el deslizamiento del límite de grano produce una concentración de tensiones en el

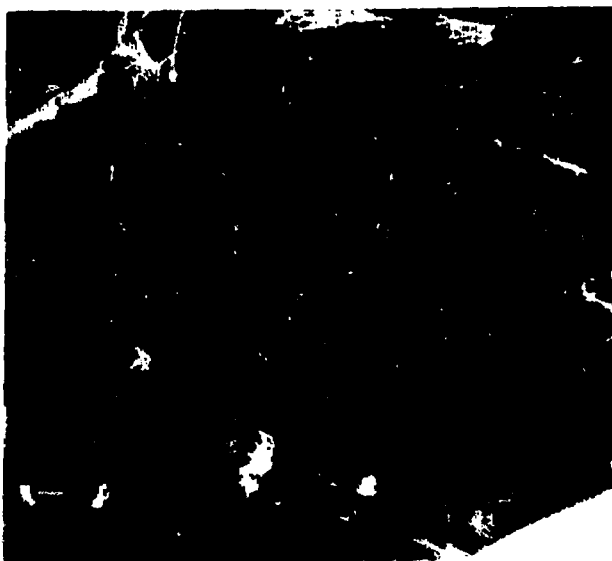


Fig. IV.7. Escalones de deformación en la superficie de grano de una aleación de AlSiMg 6063 subenvejecida.

Fig. 11 Hardness and notch toughness of 4140 steel tempered 1 h at various temperatures

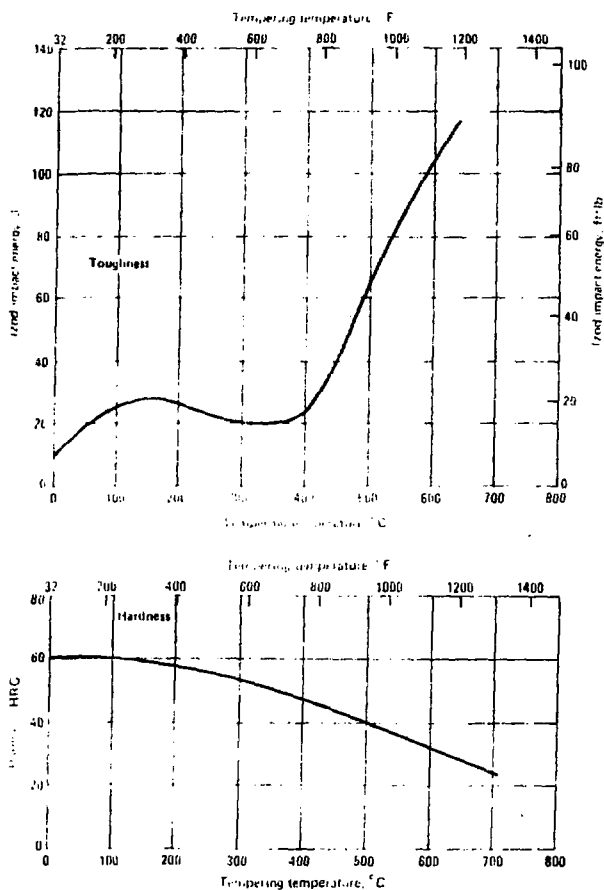


Fig. IV.8. Energía absorbida, ensayo Izod y dureza del acero 4140 en función de la temperatura de revenido para una hora de tratamiento. La fragilización por revenido se manifiesta en la caída de tenacidad entre 150 y 400 °C aproximadamente, (ref. 1).

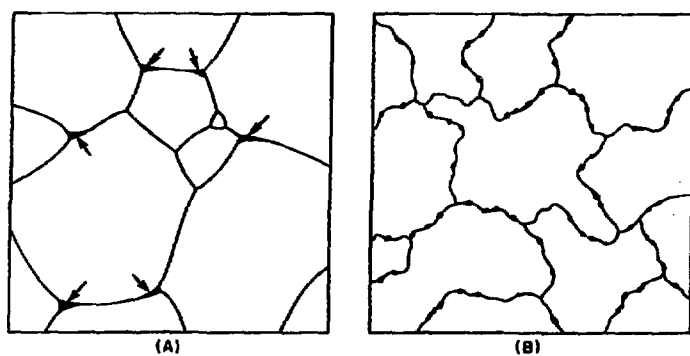


Fig. IV.9. Fractura intergranular a alta temperatura: dos formas de nucleación.
A) "Cracks" en forma de cuñas en los vértices o puntos triples de los límites de grano. B) Cavidades ovales a lo largo de los límites de grano. Ref. 29.

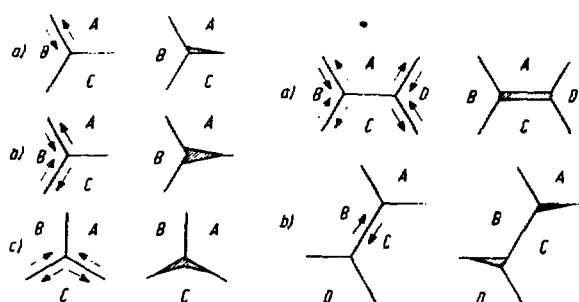


Fig. IV.10. Distintos modelos de iniciación de una fisura en forma de cuña en puntos tripe de límite de grano (ref.2).

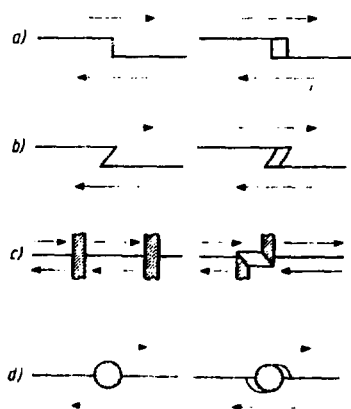
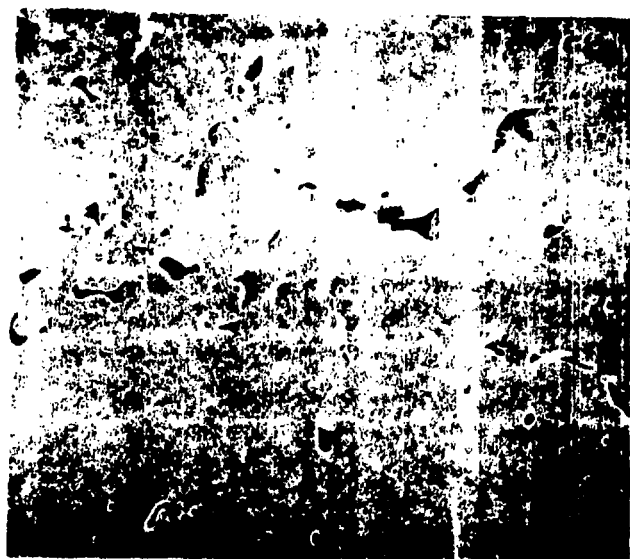


Fig. IV.11. Distintos modelos posibles de formación de cavidades ovales por deslizamiento intergranular (ref.2).



a



b

Fig. IV.12. Fisuración intergranular por sobrecalentamiento a alta temperatura de una aleación de AlMgSi (AA6063) sometida a un tratamiento térmico cercano a 630 °C.

a) Se observan simultáneamente fisuras en forma de cuña en puntos triples y cavidades ovales en límite de grano, 100 X.

b) Cavidad oval observada a mayor magnificación. Las formaciones circulares internas no han sido aún explicadas, 3000 X.

punto triple que, cuando supera las fuerzas de cohesión entre granos, puede dar lugar a la formación de una cavidad intergranular. La nucleación de la cavidad puede no ocurrir si las tensiones relajan por deformación plástica del grano vecino, o eventualmente por migración del límite de grano. En la misma figura se muestran varias combinaciones posibles que pueden dar lugar a la nucleación de un "crack" en puntos triples.

La formación de cavidades ovales a lo largo del límite de grano, Fig. IV.9.(b), se atribuye en cambio a la existencia de discontinuidades preexistentes que interfieren el deslizamiento del límite de grano, tal como se muestra esquemáticamente en la Fig. IV. 11. La formación de estas cavidades puede ser inhibida si las tensiones concentradas en el defecto son relajadas por deformación plástica del material en el entorno o por migración misma del límite de grano. En la misma Fig. IV.11 se muestran también distintas posibilidades de nucleación de una cavidad oval debido a escalones preexistentes o a la presencia de precipitados o partículas extrañas.

En general cualquier factor que tienda a aumentar la resistencia a la deformación transgranular o a dificultar la migración del límite de grano, promueve la fractura intergranular. El endurecimiento por solución sólida, por precipitación o por trabajado mecánico aumentan la resistencia al deslizamiento en el interior del grano. A su vez tanto el endurecimiento por solución sólida como por precipitación inhiben severamente el crecimiento del tamaño de grano.

En la Fig. IV.12. se muestra la fisuración intergranular de una aleación 6063 (AlSiMg) producida por sobrecalentamiento a alta temperatura. Las condiciones experimentales del tratamiento no están definidas con precisión pues se trata de un sistema equivalente a una viga sometida a la carga de su propio peso sometido a una temperatura cercana a los 630 °C. En la probeta se pueden observar fisuras intergranulares de varios milímetros de longitud (no mostrada en la figura) y abundante porosidad con cavidades en forma de cuñas y cavidades ovales.

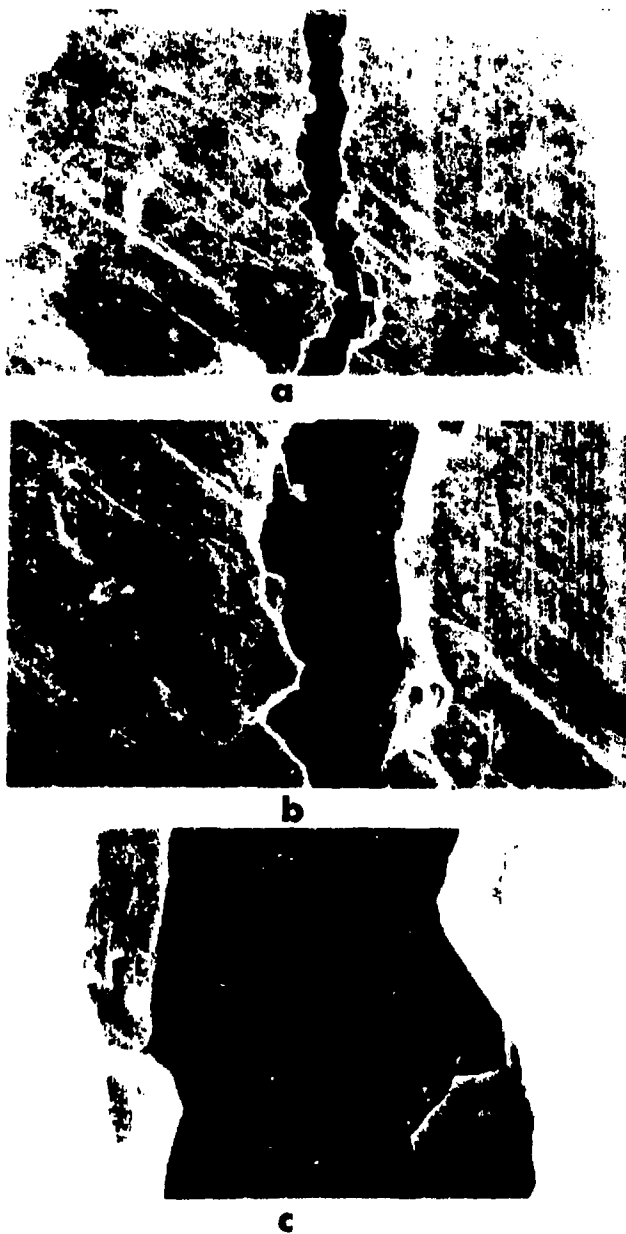


Fig. IV.13. Fractura intergranular de un tubo de aleación 7095-T53 fisurado espontáneamente por corrosión bajo tensiones.

- a) 100 X
- b) 300 X
- c) 1000 X

4.5. Fisuración por corrosión bajo tensiones en aleaciones de aluminio

Bajo determinadas condiciones de tensiones en tracción en presencia de un medio corrosivo específico, algunas aleaciones de aluminio son sensibles a la corrosión bajo tensiones (Stress Corrosion Cracking, SCC). La corrosión bajo tensión de aleaciones de aluminio está limitada a aleaciones de la Serie 2000 (AlCuMg), Serie 5000 (AlMg 3% mg) y la Serie 7000 (AlZnMg y AlZnMgCu). Este mecanismo de corrosión no ocurre en aluminio de pureza comercial (Serie 1000) y en muy pocas ocasiones se ha observado en aleaciones de la Serie 6000 (AlMgSi). Usualmente la presencia de cloruros en el medio corrosivo es necesaria para activar el mecanismo, pero en casos de extrema susceptibilidad la fisuración puede ocurrir simplemente en presencia de aire húmedo (30).

La sensibilidad de las aleaciones de aluminio a la SCC depende de su composición química, la estructura de grano, la microestructura de fases, el estado de tensiones y del medio corrosivo. El ataque es en general intergranular y en casos de alta sensibilidad la fisuración espontánea de espesores de varios milímetros puede ocurrir en pocas semanas y aún en días.

Existen precauciones que pueden ser muy efectivas para prevenir la SCC siendo la más eficaz el correcto tratamiento térmico de las aleaciones, especialmente en el caso de las aleaciones termoestables. El control de tamaño y forma de grano juega también un papel fundamental. Por ejemplo las piezas de estructura fibrosa no recristalizada son más resistentes al ataque corrosivo. En el caso de una estructura recristalizada, como la fisuración ocurre en la dirección transversal corta de una chapa laminada o en la dirección radial en el caso de tubos, siempre existe un conjunto de límites de grano orientados perpendicularmente a la superficie favoreciendo la propagación de la fisura generada por corrosión bajo tensiones. El agregado de aleantes secundarios como Cr, Zn y Mn son especialmente aconsejados para aumentar la temperatura de recristalización durante el trabajado en caliente y producir estructuras fibrosas

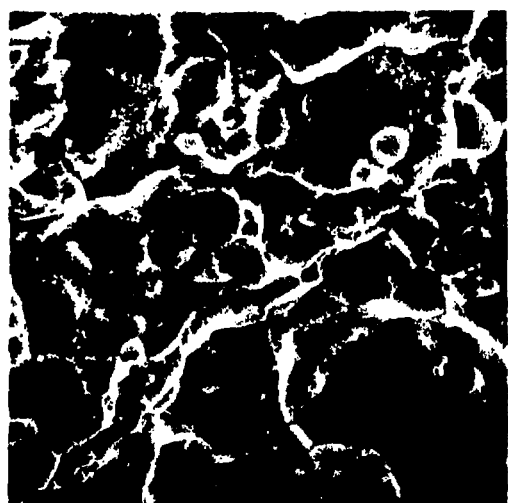
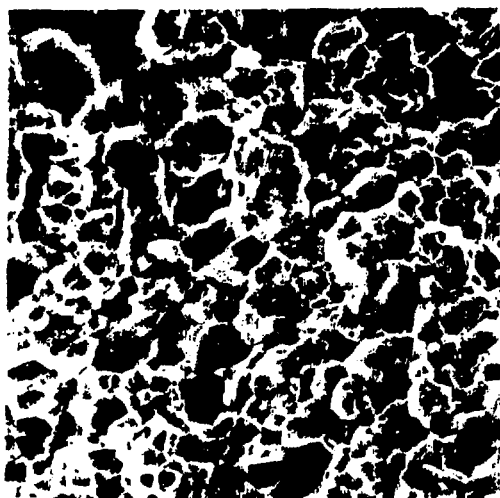
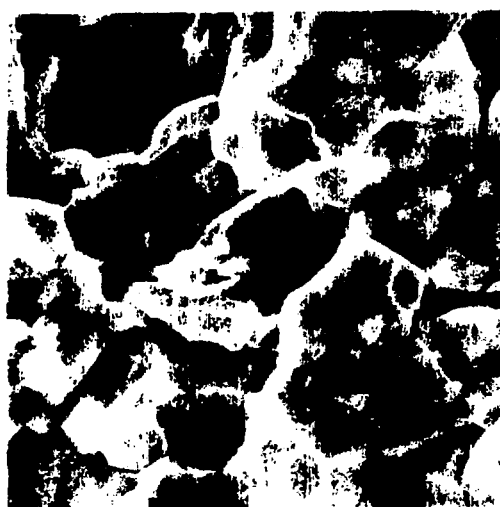
**a****b****c****d**

Fig. IV. 14. Detalles de la superficie de fractura de la aleación 7005-T53 fisurada espontáneamente por corrosión bajo tensiones.

- a) 300 X
- b) 1000 X
- c) 300 X
- d) 1000 X

en piezas extruídas o laminadas en caliente. En las Figs. IV.13. y IV. 14 se muestra el aspecto de la fractura de un tubo de aleación 7005-T53 fisurado espontáneamente por corrosión bajo tensiones, donde se puede apreciar el carácter intergranular de la falla.

REFERENCIAS

1. Metals Handbook, Vol. 9, "Fractography and Atlas of Fractography", American Society for Metals, 1974.
2. De Ferri Metallographia, Vol. 5 (Fractography and Microfractography), Guy Henry and Dietrich Horstman- Max Plant Institut (MPI) and Institut de Recherches de la Siderurgie Francaise (IRSID)- Verlag Stahlunsen m.b.H, Dusseldorf, 1979.
3. IITRI Fracture Handbook: "Failure Analysis of Metallic Materials by Scanning Electron Microscopy". Edited by S. Bhattacharyya, V.E. Johnson, S. Agarwal, M.A.H. Howes, IIT Research Institute, Chicago Press, 1979.
4. "Failure Analysis", compiled by F.R. Hutchings and P.P. Unterweiser, American Society for Metals, 1981.
5. "Fractography and Materials Science", ASTM Special Technical Publication 733, 1981.
6. Zapffe, C.A. and Clogg, M., "Fractography - A New Tool for Metallurgical Research", Transactions, American Society of Metals, Vol. 34, 1945, p.71.
7. R.D. Heidenreich, "Fundamentals of Transmission Electron Microscopy", Interscience, John Wiley, 1964.
8. "Preparación y Observación de Réplicas para Microscopía Electrónica"; M.R. Marrapodi y M. Ipohorski, CNEA-NT 4/76, Buenos Aires, 1980.
9. "Interpretación de Imágenes en Microscopía Electrónica de Barrido" M. Ipohorski y M.R. Marrapodi, PMTM/A-1, Buenos Aires, 1981.

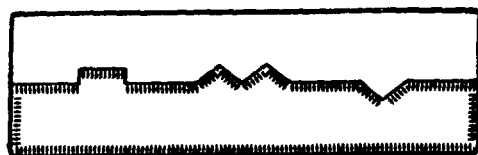
10.

11. "Técnicas de Microanálisis", H. Espejo, T. Palacios y M. Ruch, CNEA-AC 26/83, PMTM/A-2, Buenos Aires, 1983.
12. "Microanálisis Dispersivo en Energía en el Microscopio Electrónica de Barrido"; M. Ipohorski y N.J. Marccone, PMTM/A-55-2, Buenos Aires, 1985.
13. "Corrosión Bajo Tensiones en Presencia de Cloruros", J.R. Galvele y C.J. Semino, PMM/c-20, Buenos Aires, 1969.
14. "Corrosión Bajo Tensiones, Una Amenaza Permanente", J.R. Galvele, PMM/C-85, 1972.
15. "Corrosión Bajo Tensiones", C.J. Semino, CNEA AC 38/82 - PMTM/A-34, 1982.
16. "Why Machine Parts Fail", Part 5, Bending and Tensile Fractures, Charles Lipson, Machine Design, Vol. 22, 1950, p. 147-150.
17. "Fractographic Methods in Fatigue Research", G. Jacoby, Exptl. Mech. Vol. 5, 1965, p. 65-82.
18. "Application of Microfractography to the Study of Crack Propagation Under Fatigue Stresses", NATO-AGARD Rept. 541, 1966.
19. "Mecánica de Fractura", Luis A. De Vedia, Monografía Tecnológica N° 1, Proyecto Multinacional de Investigación y Desarrollo en Materiales OEA-CNEA, Buenos Aires, 1986.
20. "The Impact Properties of Low Carbon Bainitic Steels", Irvine, K.J. and Pickering, F.B, Journal Iron and Steel Institute, Vol. 20, 1963, p.518.

21. "Cleavage Step Formation in Brittle Fracture Propagation", Berry, J.M., Transactions American Society for Metals, Vol. 51, 1959, p.556.
22. " A review of the Microstructural Aspects of Cleavage Fracture". Low, J.R., Fracture, Wiley, New York, 1959,p. 68.
23. "Electron Fractographic Studies of Mechanical Processes in Metals", Beachem, C.D., American Society of Mechanical Engineers, Series D, Vol. 87, 1965, p.299.
24. Zapffe, C.A. and Warden, C., "Fractographic Registrations of Fatigue", Transactions, American Society for Metals, Vo. 43, 1951, p.958.
25. Forsyth, P.J.E. and Ryder, D.A., "Some Results of the Examination of Aluminium Alloy Specimen Fracture Surfaces", Metallurgia, Vol. 63, 1961, p.117.
26. Acuña, R.J. y Daroqui, F.L., Aluminium 59 (1983) 598.
27. G. Lütjering y A. Glissler, Proc. Int. Symp., Aluminium Transformation and Technology, Argentina, A.S.M., 1978.
28. Acuña Laje, R.J., Metalurgia Moderna 3(1987)9.
29. R.E. Reed-Hill,"Physical Metallurgy Principles", Van Nostrand Co., 1973.
30. "Aluminium: Properties and Physical Metallurgy", A.S.M., 1984.

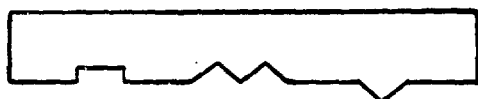
A P E N D I C E "A"

119/120

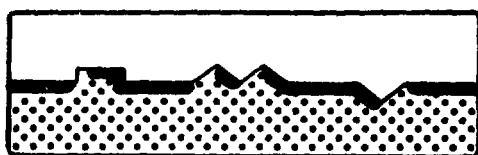


BARNIZ

MUESTRA



REPLICA
INTERMEDIA



SOMBREADO



CARBONO



REPLICA
FINAL

Preparación de una réplica de doble etapa. La topografía de la superficie se reproduce primeramente mediante una lámina de acetato de celulosa o un barniz adecuado. Posteriormente se prepara una réplica sombreando con un metal pesado y evaporando luego carbono. La réplica final se desprende disolviendo la réplica intermedia en un solvente.

A P E N D I C E "B"

Factor de Intensidad de Tensiones KI

Una fisura en un componente puede estar sometida a distintos estados de tensiones, que se pueden reducir a uno de los tres modos indicados en la Fig. B.1., o una superposición de ellos.

En el modo I, o de apertura, las tensiones normales al plano de la fisura tienden a abrir la misma. Los desplazamientos de las dos superficies son perpendiculares al plano de la fisura.

En el modo II, o de deslizamiento, los desplazamientos de las superficies de la fisura son paralelas al plano de la fisura, y perpendiculares al frente de avance.

En el modo III, desgarre, los desplazamientos de la fisura están también contenidos en el plano de la fisura, pero en este caso son paralelos al frente de la fisura que se propaga.

Consideremos una fisura pasante de ancho 2a a través del espesor de una placa sometida a una tensión de tracción. Un elemento $dx \, dy$ de la placa, situada a una distancia r y formando un ángulo con el plano de la fisura, está sometida a las tensiones normales σ_{xx} , σ_{yy} , y una tensión de corte τ_{xy} dadas por las expresiones

$$\sigma_{xx} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\sigma_{yy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left[1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right]$$

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}$$

Si la placa es suficientemente delgada, el estado de solici-
tación se denomina tensión plana (plane stress) y es entonces

$$\sigma_{zz} = 0$$

aunque puede existir una disminución del espesor ($\epsilon_{zz} \neq 0$).

Si la placa considerada forma parte de una pieza masiva, co-
mo una barra muy larga, el estado de sollicitaciones es tal que no hay
deformaciones en la dirección x, y se denomina deformación plana (pla-
ne strain).

$$\epsilon_{zz} = 0$$

pero existen tensiones normales a la dirección z.

$$\sigma_{zz} = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

Las tensiones resultan proporcionales a la tensión aplicada σ , varían con la raíz cuadrada del ancho "a" de la fisura, y tendien-
do a cero para zonas muy alejadas de la fisura. En forma general, las
tensiones se pueden expresar

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} t_{ij}(\theta)$$

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$$

El factor se denomina Factor de Intensidad de Tensiones para
el modo I de sollicitación, y es que determina el campo de tensiones
alrededor del extremo de la fisura. Conocido su valor, se obtienen in-
mediatamente las tensiones actuantes, cuando la tensión exterior es
 σ . Mayores detalles pueden consultarse en el texto del Ing. Luis A. De
Vedia, ref. (19).

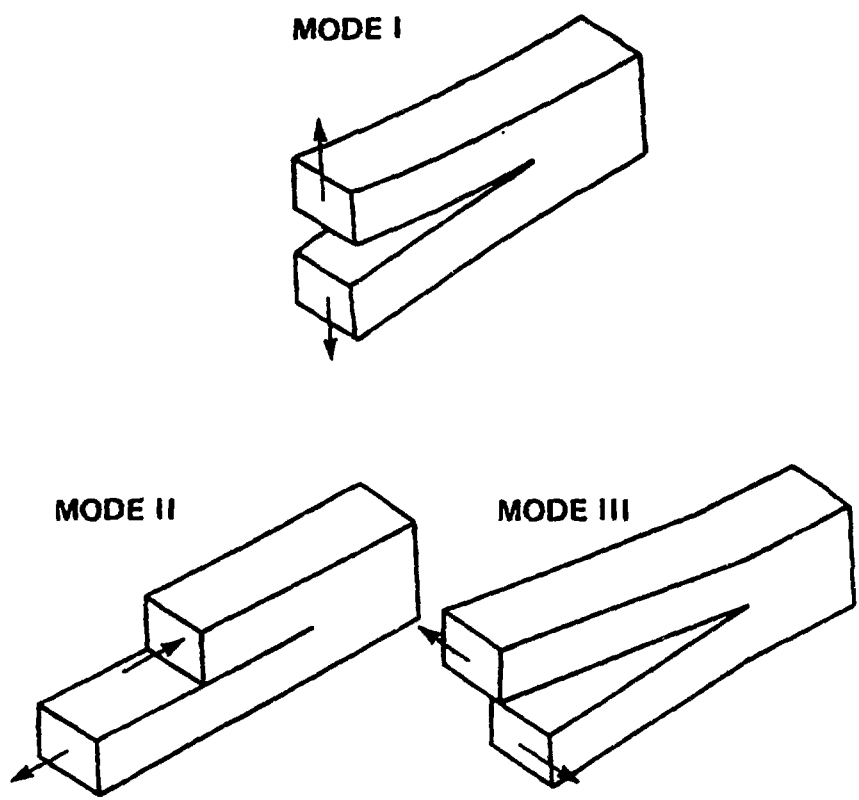


Fig. B.1. Modos de sollicitación de una fisura.

Modo I : Apertura - Modo II : Deslizamiento - Modo III : Desgarre

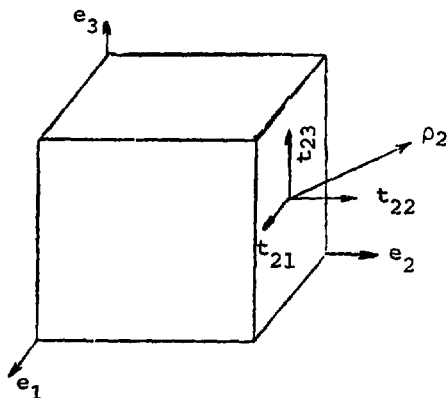
A P E N D I C E "C"

Tensor de Tensiones

Para conocer el estado de sollicitación de un cuerpo continuo, es necesario conocer las tensiones (fuerza por unidad de superficie) sobre todos los posibles elementos de área pasantes por cada uno de los puntos del cuerpo. En realidad el estado de sollicitación en cualquiera de los puntos del cuerpo queda completamente caracterizado con el conocimiento de los componentes del llamado tensor de tensiones t_{ij} .

Consideremos un elemento de volumen infinitesimal, en forma de paralelepípedo de lados paralelos a los ejes coordenados. Cada una de las caras se define por su normal saliente del volumen. El sentido positivo de esta normal es el del correspondiente eje coordenado.

La tensión actuante sobre una cara i del paralelepípedo, normal al eje x_i , se descompone en tres direcciones perpendiculares entre sí, dos contenidas en la cara, y una normal a ella, que definiremos por tres vectores unitarios \vec{e}_1 , \vec{e}_2 y \vec{e}_3 .



$$\vec{\phi}^{(i)} = \sum_j t_{ij} \vec{e}_j$$

o en notación tensorial, suprimiéndose la sumatoria

$$\vec{\phi}^{(i)} = t_{ij} \vec{e}_j$$

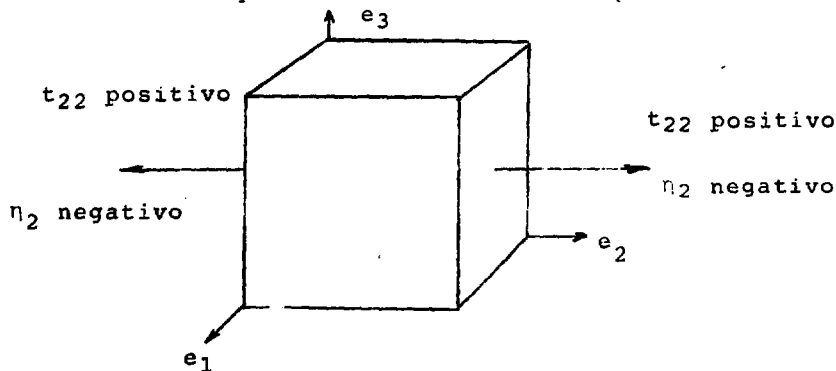
donde los t_{ij} son los componentes del tensor de tensiones



En el caso de la Fig.

$$\vec{\phi}^{(2)} = t_{21} \vec{e}_1 + t_{22} \vec{e}_2 + t_{23} \vec{e}_3$$

Este mismo caso corresponde a valores positivos del tensor t_{ij} puesto que cada componente de $\vec{\phi}^{(2)}$ tiene el mismo sentido de los ejes \vec{e}_i , y la cara correspondiente tiene la normal en el sentido positivo del eje \vec{e}_2 . Si la normal saliente a la cara tiene sentido contrario al eje correspondiente, un valor positivo de los componentes del tensor de tensiones corresponde a una tensión sobre esa cara cuyos componentes son opuestos a los ejes \vec{e}_i . De esta convención general se deduce inmediatamente que las tensiones de tracción son positivas mientras que las tensiones de compresión son negativas.

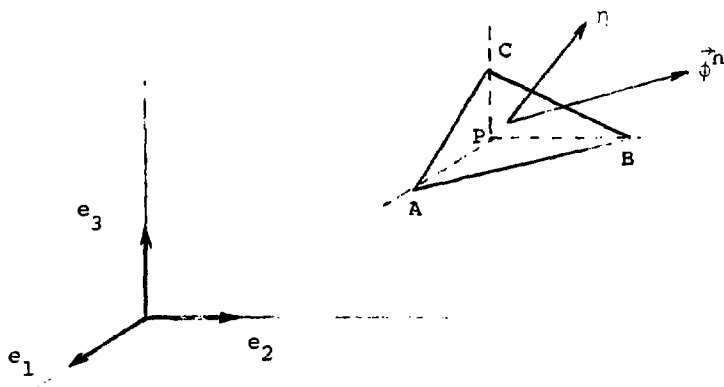


Las tensiones de tracción (tensiles) tiene el mismo sentido de la normal a las caras del paralelepípedo elemental. Las componentes de índices iguales se denominan tensiones normales

$$t_{11} \quad t_{22} \quad t_{33}$$

y las de índices mixtos son las tensiones de corte o cizalla. En la literatura se suele también denominar a las tensiones normales con la letra σ y a las de corte con la letra τ .

Para conocer la tensión $\vec{\phi}^{(n)}$ que actúa sobre un plano cualquiera que pasa por un punto P, definido por su normal \vec{n} , consideramos un tetrahedro infinitesimal definido por el plano y las tres caras perpendiculares a los tres ejes



Llamaremos σ al área de ABC. La componente i de la fuerza que se ejerce sobre la superficie ABC es

$$\phi_i^{(n)} \sigma$$

y debe ser igual a la suma de las componentes según el eje i de las fuerzas sobre las tres caras,

$$\sigma_i^{(n)} = \sum_j t_{ji} \times \text{sup de las caras } j = \sum_j t_{ji} \sigma \cos(\vec{n}, \vec{e}_j)$$

finalmente

$$\phi_i^{(n)} = \sum_j t_{ji} n_j$$

o en notación tensorial

$$\phi_i^{(n)} = t_{ji} n_j$$

donde n_j ; cosenos directores de la normal \vec{n} respecto de los ejes \vec{e}_i

El conocimiento del tensor de tensiones en un punto P permite conocer la tensión actuante sobre cualquier elemento de superficie de orientación \vec{n} especificada que pase a través del punto. Este era el objetivo inicial: conocer el estado de sollicitación del cuerpo.

Se puede demostrar también que planteando la ecuación general de equilibrio del cuerpo, tanto para las fuerzas actuantes como para los momentos, se cumple que

$$t_{ij} = t_{ji}$$

y el tensor de tensiones resulta siempre simétrico para un sistema de equilibrio. El estado de sollicitación de un cuerpo queda definido así por el conocimiento de seis componentes del tensor de tensiones.